

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-335538

(43)Date of publication of application : 18.12.1998

(51)Int.Cl.

H01L 23/14
B22F 3/24
C22C 1/05
C22C 1/10
C22C 21/00
C25D 17/16

(21)Application number : 09-136164

(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD

(22)Date of filing : 09.05.1997

(72)Inventor : YAMAGATA SHINICHI
KOUNO YOSHIE
TAKIGAWA TAKATOSHI
HIROSE YOSHIYUKI
FUKUI AKIRA
ABE YUUGAKU
IMAMURA MAKOTO

(30)Priority

Priority number : 08175730 Priority date : 14.06.1996 Priority country : JP
09 84906 03.04.1997

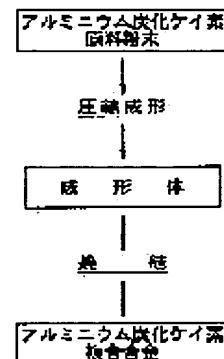
JP

(54) SEMICONDUCTOR SUBSTRATE MATERIAL, SEMICONDUCTOR SUBSTRATE, SEMICONDUCTOR DEVICE AND MANUFACTURE THEREOF

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide the semiconductor substrate material, having the thermal conductivity of 100 W/mK or higher and the thermal expansion coefficient of $20 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ or lower and consisting of Al-SiC composite alloy of light weight and uniform composition, the semiconductor substrate, and semiconductor device using the above-mentioned material, and to provide the manufacturing method of the above-mentioned material, semiconductor substrate and device.

SOLUTION: This semiconductor substrate material is composed of an Al-SiC composite alloy which is manufactured by a sintering method, the SiC of 10 to 70 wt.%, which is dispersed in particle-like form, is present in Al or Al alloy, and the difference of SiC quantity in Al-SiC alloy composition should be within 1 wt.%. This semiconductor substrate material is used as the semiconductor substrate of a semiconductor device in the state as it is or by providing the surface treatment such as Al coating layer, etc., on the surface.



(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-335538

(43)公開日 平成10年(1998)12月18日

(51)Int.Cl.⁶

H 01 L 23/14

B 22 F 3/24

C 22 C 1/05

1/10

識別記号

F I

H 01 L 23/14

M

C 22 C 1/05

C

R

1/10

J

21/00

E

審査請求 未請求 請求項の数42 FD (全 24 頁) 最終頁に統ぐ

(21)出願番号

特願平9-136164

(22)出願日

平成9年(1997)5月9日

(31)優先権主張番号 特願平8-175730

(32)優先日 平8(1996)6月14日

(33)優先権主張国 日本 (JP)

(31)優先権主張番号 特願平9-84906

(32)優先日 平9(1997)4月3日

(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 000002130

住友電気工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号

(72)発明者 山形 伸一

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72)発明者 ▲高▼ノ 由重

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72)発明者 薩川 貴稔

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(74)代理人 弁理士 山本 正緒

最終頁に統ぐ

(54)【発明の名称】 半導体基板材料、半導体基板、半導体装置、及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 100W/mK以上の熱伝導率と20×10⁻⁶/°C以下の熱膨張率を有し、軽量で均一な組成のAl-SiC複合合金からなる半導体基板材料、これを用いた半導体基板、半導体装置、及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 半導体基板材料は、焼結法により製造されるAl-SiC複合合金からなり、Al又はAl合金中に10~70重量%のSiCが粒子状に分散して存在し、Al-SiC合金組成部分におけるSiC量の差が1重量%以内である。この半導体基板材料は、そのまま又はその表面にAlの被覆層等の表面処理を施して、半導体装置の半導体基板として使用される。

アルミニウム炭化ケイ素
原料粉末

圧縮成形

成形体

焼結

アルミニウム炭化ケイ素
複合合金

(2)

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 アルミニウム又はアルミニウム合金中に 10～70 重量%の量の炭化ケイ素が粒子状に分散して存在し、その Al-SiC 合金組成部分における炭化ケイ素量の差が 1 重量%以内であって、100 W/mK 以上の熱伝導率と $20 \times 10^{-6} / \text{°C}$ 以下の熱膨張率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなることを特徴とする半導体基板材料。

【請求項 2】 アルミニウム又はアルミニウム合金と炭化ケイ素との界面に炭化アルミニウムが存在することを特徴とする、請求項 1 に記載の半導体基板材料。

【請求項 3】 アルミニウム又はアルミニウム合金と炭化ケイ素との界面に炭化アルミニウムが、X 線の Cu K α 線により測定したアルミニウム (200) ピークに対する炭化アルミニウム (012) ピークの強度比が 0.025 以下となる量で存在し、180 W/mK 以上の熱伝導率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなることを特徴とする、請求項 2 に記載の半導体基板材料。

【請求項 4】 アルミニウム又はアルミニウム合金と炭化ケイ素との界面に炭化アルミニウムが 5 重量%以下の量で存在し、180 W/mK 以上の熱伝導率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなることを特徴とする、請求項 2 に記載の半導体基板材料。

【請求項 5】 アルミニウム又はアルミニウム合金中にケイ素が固溶又は析出していることを特徴とする、請求項 1～4 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 6】 アルミニウム炭化ケイ素複合合金が窒素を 0.01～1 重量%含むことを特徴とする、請求項 1～5 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 7】 アルミニウム炭化ケイ素複合合金が酸素を 0.05～0.5 重量%含むことを特徴とする、請求項 1～6 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 8】 炭化ケイ素を 35～70 重量%含有し、 $15 \times 10^{-6} / \text{°C}$ 以下の熱膨張率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなることを特徴とする、請求項 1～7 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 9】 炭化ケイ素として β -SiC を含むことを特徴とする、請求項 1～8 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 10】 炭化ケイ素の平均粒径が 1～100 μm であることを特徴とする、請求項 1～9 のいずれかに記載の半導体基板材料。

【請求項 11】 炭化ケイ素の平均粒径が 10～80 μm であることを特徴とする請求項 10 に記載の半導体基板材料。

【請求項 12】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けたメッキ層とを備えることを特徴とする半導体基板。

【請求項 13】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材

料と、その表面に設けたクロメート被膜とを備えることを特徴とする半導体基板。

【請求項 14】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けた酸化被膜とを備えることを特徴とする半導体基板。

【請求項 15】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けたヤング率が 15000 kg/m^2 以下の金属層と、その上に設けたニッケル又は金の 1 種以上からなる金属層とを備えることを特徴とする半導体基板。

【請求項 16】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けた融点が 600°C 以下の金属層と、その上に設けたニッケル又は金の 1 種以上からなる金属層とを備えることを特徴とする半導体基板。

【請求項 17】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けたフィラーを含有するか又はフィラーを含有しないエポキシ樹脂、シリコーン樹脂、ポリイミド樹脂の群から選ばれた 1 種以上からなる有機樹脂層とを備えることを特徴とする半導体基板。

20 【請求項 18】 上記有機樹脂層の上に、ニッケル又は金の 1 種以上からなる金属層を備えることを特徴とする、請求項 17 に記載の半導体基板。

【請求項 19】 請求項 1～11 に記載の半導体基板材料と、その表面に設けたアルミニウムを主成分とする被覆層とを備えることを特徴とする半導体基板基板。

【請求項 20】 アルミニウムを主成分とする被覆層が粒径が $0.1 \sim 10 \mu\text{m}$ のアルミニウムを含む結晶粒子からなることを特徴とする、請求項 19 に記載の半導体基板。

30 【請求項 21】 アルミニウムを主成分とする被覆層の表面に厚みが $10 \sim 800 \text{ \AA}$ の酸化層を有することを特徴とする、請求項 19 又は 20 に記載の半導体基板。

【請求項 22】 アルミニウムを主成分とする被覆層を形成すべき前記半導体基板材料の表面粗さが R_{max} で $0.1 \sim 20 \mu\text{m}$ であることを特徴とする、請求項 19～21 のいずれかに記載の半導体基板。

【請求項 23】 前記半導体基板材料の表面粗さが R_{max} で $0.1 \sim 8 \mu\text{m}$ であることを特徴とする、請求項 22 に記載の半導体基板。

40 【請求項 24】 アルミニウムを主成分とする被覆層を形成すべき前記半導体基板材料の表面に形成された孔の深さが $100 \mu\text{m}$ 以下であることを特徴とする、請求項 19～23 のいずれかに記載の半導体基板。

【請求項 25】 アルミニウムを主成分とする被覆層の純度が 99.9% 以上であることを特徴とする、請求項 19～24 のいずれかに記載の半導体基板。

【請求項 26】 アルミニウム被覆層の厚みが $1 \sim 100 \mu\text{m}$ であることを特徴とする、請求項 19～25 のいずれかに記載の半導体基板。

50 【請求項 27】 アルミニウム被覆層の厚みが $1 \sim 20$

(3)

3

μm であることを特徴とする、請求項26に記載の半導体基板。

【請求項28】 請求項1～11に記載の半導体基板材料、又は請求項12～27に記載の半導体基板を用いたことを特徴とする半導体装置。

【請求項29】 $100\text{W}/\text{mK}$ 以上の熱伝導率と $7 \sim 20 \times 10^{-6}/\text{^\circ C}$ の熱膨張率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料の製造方法であつて、炭化ケイ素を $10 \sim 70$ 重量%含有するアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を成形し、その成形体をアルミニウムに対する非酸化性の雰囲気中において 600°C 以上で焼結することにより、前記アルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることを特徴とする半導体基板材料の製造方法。

【請求項30】 焼結温度を $600 \sim 750^\circ\text{C}$ とし、熱伝導率が $180\text{W}/\text{mK}$ 以上のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることを特徴とする、請求項29に記載の半導体基板材料の製造方法。

【請求項31】 99 体積%以上の窒素雰囲気中において焼結することを特徴とする、請求項29又は30に記載の半導体基板材料の製造方法。

【請求項32】 酸素濃度が 200ppm 以下の雰囲気中において焼結することを特徴とする、請求項29～31のいずれかに記載の半導体基板材料の製造方法。

【請求項33】 露点が -20°C 以下の雰囲気中において焼結することを特徴とする、請求項29～32のいずれかに記載の半導体基板材料の製造方法。

【請求項34】 アルミニウム炭化ケイ素原料粉末の焼結により得られたアルミニウム炭化ケイ素複合合金を、更に再圧縮するか又は再圧縮後にアルミニウムに対する非酸化性の雰囲気中において加熱処理することを特徴とする、請求項29～33のいずれかに記載の半導体基板材料の製造方法。

【請求項35】 請求項29～34に記載の方法で製造された半導体基板材料を、酸化雰囲気中で加熱するか又は水蒸気雰囲気に露出して表面に酸化被膜を形成することを特徴とする半導体基板の製造方法。

【請求項36】 請求項29～34に記載の方法で製造された半導体基板材料の表面に、ヤング率が $15000\text{kg}/\text{mm}^2$ 以下の金属層を形成し、該金属層を研磨した後、ニッケル又は金の1種以上からなる金属層をメッキすることを特徴とする半導体基板の製造方法。

【請求項37】 請求項29～34に記載の方法で製造された半導体基板材料の表面に、融点が 600°C 以下の金属層を形成し、 600°C 以下に加熱した後、ニッケル又は金の1種以上からなる金属層をメッキすることを特徴とする半導体基板の製造方法。

【請求項38】 請求項29～34に記載の方法で製造された半導体基板材料の表面に、フィラーを含有するか又は含有しないエポキシ樹脂、シリコーン樹脂、ボリイ

4

ミド樹脂の群から選ばれた1種以上からなる有機樹脂層を形成することを特徴とする半導体基板の製造方法。

【請求項39】 上記有機樹脂層の上に、ニッケル又は金の1種以上からなる金属層をメッキすることを特徴とする、請求項38に記載の半導体基板の製造方法。

【請求項40】 前記半導体基板材料の表面にヤング率が $15000\text{kg}/\text{mm}^2$ 以下の金属層を形成する方法がバレルメッキであることを特徴とする、請求項36に記載の半導体基板の製造方法。

10 【請求項41】 バレルメッキの容器内に、メッキにより形成する金属層と同一組成の粒径 $0.1 \sim 10\text{mm}$ の金属球を入れることを特徴とする、請求項40に記載の半導体基板の製造方法。

【請求項42】 バレルメッキの容器内に入る金属球の表面積を真球の2倍以上とすることを特徴とする、請求項41に記載の半導体基板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、半導体装置を構成するヒートシンク材などに用いられる半導体基板材料と半導体基板、及びその製造方法、並びにその基板材料又は基板を用いた半導体装置に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、半導体素子の高速化や集積度の増加は著しく、半導体素子から発生する熱の影響が無視できないものとなっている。その結果、半導体基板材料には、半導体素子から発生する熱を効率よく除去するために、高い熱伝導率が要求されるようになった。

30 【0003】 更に、半導体基板材料には、他の装置用部材と組み合わせたときに、組み合わせ界面において熱応力による歪を発生しないことが求められる。それ故、半導体基板材料の熱膨張率は、半導体素子及び組み合わされるパッケージ等の熱膨張率と大きな差がないことが要求される。具体的には、半導体素子であるSiの熱膨張率は $4.2 \times 10^{-6}/\text{^\circ C}$ 、GaAsは $6.5 \times 10^{-6}/\text{^\circ C}$ 、及びパッケージ材として広く用いられるAl₂O₃の熱膨張率は $6.5 \times 10^{-6}/\text{^\circ C}$ と小さいため、半導体基板材料の熱膨張率もこれらと同程度に小さいことが望まれる。

40 【0004】 また、近年ではパッケージ材として、Al₂O₃等のセラミックに代えてプラスチックを用いる場合が増えてきた。このプラスチックパッケージの場合には、プラスチックの熱膨張率が大きく且つ半導体素子とも樹脂接合が用いられるため、これに用いる半導体基板材料の熱膨張率は従来よりも大きくすることが可能である。即ち、基板材料以外のパッケージ材との組み合わせ設計にもよるが、半導体基板材料に要求される熱膨張率の最適値は $7 \sim 20 \times 10^{-6}/\text{^\circ C}$ といった、セラミックパッケージの場合に比べ高く且つ広い範囲となる。

50 【0005】 これまで低熱膨張率が必要とされる場合に

(4)

5

は、Cu-W合金やCu-Mo合金の半導体基板材料が多く用いられてきた。これらの合金ではCu量又はMo量のコントロールによりプラスチックとの熱膨張の整合が図れるため、プラスチックパッケージにも利用することが可能である。しかしながら、プラスチックは剛性が低いため、Cu-W合金やCu-Mo合金のような比重が高い材料との組み合わせでは変形が生じ易くなるので、これらの合金の半導体基板材料としてのプラスチックパッケージへの使用は制限される。

【0006】また、半導体素子とパッケージとの電気的接合にワイヤーを用いる代わりにハンダボールを用いる方法（フリップチップ方式）や、母基板への接合にピンを用いる代わりにバンダボールを用いる方法（ボールグリッドアレイ方式）が広く行われるようになってきたが、その場合も半導体基板材料が重いとハンダボールが必要以上に潰れる危険があるので、Cu-W合金やCu-Mo合金の使用は困難であった。加えて、WやMoは比較的高価な金属であるため、コストの点でも問題があった。

【0007】一方、高熱膨張率が望ましい場合には、安価な金属であるAlやCu又はこれらの合金からなる半導体基板材料が使用されることが多かった。しかし、Cuも 8.9 g/cm^3 と密度が大きいため上記のCu-W合金等と同様の課題が存在した。また、Alは 2.7 g/cm^3 と密度が小さいので、プラスチックパッケージやボールグリッドアレイの場合に上記の問題は生じないが、熱膨張率が $23.5 \times 10^{-6}/\text{°C}$ と大きいために使用できる例が少ないと加え、剛性が低いため基板に反りや変形が生じやすいという問題があった。

【0008】そのため、熱膨張率を $7 \sim 20 \times 10^{-6}/\text{°C}$ といった広い範囲で、特に $15 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 以下の範囲で調整可能であると共に、高放熱性で且つ軽量な半導体基板材料が望まれている現状である。ちなみに、半導体基板材料の熱伝導率は 100 W/mK 以上が通常必要とされる。しかし、プラスチック製のパッケージ部材は熱伝導率が悪いため、これと組み合わせた場合のパッケージ全体の放熱性を考慮すると、半導体基板材料の熱伝導率として 180 W/mK 以上が必要とされる場合が多くなってきている。

【0009】軽量で且つ上記の熱膨張率と熱伝導率を満足する材料として、最近ではアルミニウム複合合金が提唱されている。その中で、アルミニウム炭化ケイ素（Al-SiC）複合合金は、原料のアルミニウムと炭化ケイ素が共に比較的安価で且つ高熱伝導材料であるうえ、熱膨張率が $4.2 \times 10^{-6}/\text{°C}$ と小さな炭化ケイ素と $23.5 \times 10^{-6}/\text{°C}$ と大きなアルミニウムとを組み合わせることにより、広い範囲で任意の熱膨張率を得ることができるために、半導体基板材料としての使用が検討されている。

【0010】かかるアルミニウム炭化ケイ素複合合金の

6

製造法としては、特表平1-501489号等に示されている鋳造法、特開平2-243729号等に記載されている含浸法、又は特開昭61-222668号等に示されている加圧鋳造法等が、従来から使用されていた。このようにして得られたAl-SiC複合合金からなる半導体基板材料は、高い信頼性を要求される分野で用いるときには、一般的に表面処理を施して半導体基板として用いられる。

【0011】

【0012】【発明が解決しようとする課題】アルミニウム炭化ケイ素複合合金を半導体基板材料として用いるためには、上記した各製造法において、それぞれ解決しなければならない問題がある。

【0012】まず、鋳造法では、冷却時に生じる組成の偏りを避けることが難しい。即ち、鋳造法による合金は表層部でアルミニウムの割合が多くなるため、Al-SiC複合合金中の炭化ケイ素量の差が中心部と表層部で1重量%を越え、均一な組成の材料が得られなかった。また、ボイドを完全に除去することも困難であった。加

20 圧鋳造法によればボイドの大部分は除去できるが、加えられた圧力により表面付近のアルミニウムの濃度が高くなりがちである。従って加圧鋳造法でも、中心部と表層部での炭化ケイ素量の差を1重量%以内にするのは困難であった。

【0013】一方、含浸法では、アルミニウムを炭化ケイ素の成形プリフォームに含浸させて、完全に緻密な合金を得るために過剰なアルミニウムを付与する必要がある。このため、得られる合金の外周に過剰のアルミニウムが溶出して、含浸前の形状を確保できず、従つて全外周にわたって過剰なアルミニウムの除去加工を行わなければ、必要形状に対して良好な精度を有する基板材料を得ることは困難であった。更に、炭化ケイ素のプリフォームを耐圧容器内に置き、溶融したアルミニウムを圧力を加えて含浸させる加圧溶浸法があるが、この方法ではプリフォームの周囲に耐圧容器とのクリアランス分のアルミニウム被膜が形成される。このアルミニウム被膜は不均一となるため、材料が持つ低熱膨張率の特性を損なうことになる上、反りなどの原因となる。

【0014】また、鋳造法では金属溶湯を流し込む工程を行るためにアルミニウムが70重量%以上含まれている必要があり、加圧鋳造法でも炭化ケイ素が30重量%以上に増えると溶湯の流れが悪くなり、複雑な形状の合金の製造は困難で生産性も悪かった。含浸法の場合、成形プリフォームと同等の寸法を維持しつつ緻密化が可能な組成としては、炭化ケイ素が70重量%付近であることが分っている。即ち、炭化ケイ素が70重量%より少ないと炭化ケイ素のプリフォームの強度が弱くなるため、その形状維持が困難となる。従つて、アルミニウムの含浸時やその後の冷却の際に熱膨張率の差により変形や反りが起き易く、成形プリフォームと同等の形状寸法

(5)

7

精度を維持することが困難であった。

【0015】しかも、含浸法では炭化ケイ素で骨格が組まれているため、合金化後にサイジング等による反り直しも不可能であると共に、合金の加工もダイヤモンドホイールを用いた研磨に頼るしかなく、コスト的に高くついていた。また加圧铸造法や加圧溶浸法では、設備費用が铸造や含浸と比較して格段に高くなるという問題点があった。従って、これらの方法では、炭化ケイ素が30重量%程度を越え70重量%程度までの均一組成のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を低成本で製造することは困難であった。

【0016】更に、プラスチックパッケージに用いられる半導体基板材料の場合、上記の理由により7~13×10⁻⁶/℃付近の熱膨張率を求められることが多いが、その場合には炭化ケイ素を50~70重量%含有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金が必要となる。しかし、上記のとおり铸造法、含浸法、加圧铸造法のいずれの方法を用いても、この組成のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を低成本で製造するのは困難であった。また、炭化ケイ素が70重量%を超える場合や、逆に炭化ケイ素が10重量%未満の場合を除けば、上記いずれの方法によつても180W/mK以上の熱伝導率のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることは困難であった。

【0017】アルミニウム炭化ケイ素複合合金は、そのままでも半導体基板として用いることができるが、ワーカステーションなどの高い信頼性が要求される分野に用いる場合には、表面処理を施すことが望ましい。これらの分野においては、-65℃と150℃の温度に交互にさらす温度サイクル試験や、121℃、100%RH、2気圧の状態にさらすPCT (Pressure Cooker Test) 試験、125℃、85%RH、2気圧の状態にさらすHAST (Highly Accelerated Stress Test) 試験などの各種信頼性試験を施した後に、熱伝導率などの特性や、外観状態などに変化がないことが要求される。しかし、これらの試験によって、表面に露出したアルミニウムの部分が変色を起こし、アルミニウムと炭化ケイ素の界面も変色を起こしやすく、試験後大きく外観が変化しやすい。そのため、アルミニウム炭化ケイ素複合合金に適合した表面処理、及びその処理技術が必要となる。

【0018】更に、半導体基板の表面状態は、半導体チップやパッケージと半田付けする際の半田の流れ性を左右するため重要である。半田付け部の強度などの信頼性を確保するため、半田の種類によっては半田に適合した表面処理を施す必要がある。また、最近主流となりつつある樹脂接合においても、半導体基板の表面状態は重要である。即ち、表面状態により樹脂接合強度が異なるため、必要な接合強度に適合した表面処理を行う必要がある。

【0019】本発明は、このような従来の事情に鑑み、

8

精度やコスト等の問題を解決し、基板材料として要求されている特性、即ち100W/mK以上の熱伝導率と20×10⁻⁶/℃以下の熱膨張率を有し、軽量で均一な組成のアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料、この半導体基板材料に必要な表面処理を施した半導体基板、及びその製造方法を提供すること、並びにこの半導体基板を用いた半導体装置を提供することを目的とする。

【0020】

10 【課題を解決するための手段】上記目的を達成するため、本発明が提供する半導体基板材料は、アルミニウム又はアルミニウム合金中に10~70重量%の量の炭化ケイ素が粒子状に分散して存在し、そのAl-Si-C合金組成部分における炭化ケイ素量の差が1重量%以内であつて、100W/mK以上の熱伝導率と20×10⁻⁶/℃以下の熱膨張率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなることを特徴とする。

【0021】更に、このアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、焼結法により製造されるものであり、アルミニウム又はアルミニウム合金と炭化ケイ素との界面に炭化アルミニウムが形成されることを特徴とする。

20 【0022】この炭化アルミニウムは、X線のCuK α 線により測定したアルミニウム(200)ピークに対する炭化アルミニウム(012)ピークの強度比が0.025以下となる量で存在するか、又は5重量%以下の量で存在することが好ましい。また、アルミニウム又はアルミニウム合金中にはケイ素が固溶又は析出していること、その固溶又は析出したケイ素量が3重量%以下であることが好ましい。このようなアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、熱伝導率が180W/mK以上となり、セラミックスパッケージ用の半導体基板材料等として特に好ましいものである。

30 【0023】本発明の半導体基板材料の製造方法は、アルミニウム炭化ケイ素複合合金を製造するにあたり、炭化ケイ素を10~70重量%含有するアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を成形し、その成形体をアルミニウムに対する非酸化性の雰囲気中において600℃以上で焼結することを特徴とするものである。即ち、本発明の方法は従来とは異なり焼結法によるものであり、熱膨張率が20×10⁻⁶/℃以下で且つ熱伝導率が100W/mK以上の特性を有し、組成が均一で軽量なアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料を得ることができる。

40 【0024】特に、焼結温度を600~750℃とすることによって、上記の炭化アルミニウムの生成とケイ素の固溶又は析出とをもたらす界面反応を制御し、熱伝導率が180W/mK以上のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることができる。また、焼結雰囲気としては、99体積%以上の窒素雰囲気、酸素濃度が200ppm以下の雰囲気、あるいは露点が-20℃以下の雰囲気を

(6)

9

使用することが好ましい。

【0025】本発明の半導体基板材料の中でも、熱膨張率が $7 \sim 15 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 且つ熱伝導率が 180 W/m K 以上のアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、プラスチックパッケージに搭載した半導体の基板材料、半導体素子の電気的接合がフリップチップ方式やパッケージの搭載方法がボールグリッドアレイ方式である半導体基板材料として好適なものである。

【0026】更に、本発明の半導体基板材料の表面に、メッキ層、クロメート被膜、酸化被膜又は有機樹脂膜を設けることや、ヤング率が 15000 kg/mm^2 以下の金属層又は融点が 600°C 以下の金属層、若しくは有機樹脂層を形成した上に、ニッケル又は金の金属層を形成することや、アルミニウムを主成分とする被覆層を形成することにより、高い信頼性を有する半導体基板とすることができる。

【0027】

【発明の実施の形態】本発明においては、半導体基板材料として有用なアルミニウム炭化ケイ素複合合金を焼結法により製造し、所望の熱伝導率と熱膨張率を有すると共に、従来の方法で問題とされていたAl-SiC組成の均一化を達成し、焼成複合化された時点でニアネットシェイプで優れた寸法精度のものを得ることができる。尚、この半導体基板材料の実用途としては、従来のセラミックパッケージ、メタルパッケージに好適であるとともに、特にプラスチックパッケージ、フリップチップ方式やボールグリッドアレイ等の、今後汎用化が期待される新しいパッケージ方式のものにも好適なものである。

【0028】即ち、本発明によるアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、 $10 \sim 70$ 重量%の炭化ケイ素を含むアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を用意し、これを圧縮成形した成形体を焼結する方法により製造するため、アルミニウム又はアルミニウム合金が連続している一方で、その中に炭化ケイ素が溶浸法とは異なり粒子状に均一に分散した複合組織を有している。

【0029】ここで、炭化ケイ素には高温型で六方晶系の α -SiCと、低温型で立方晶系の β -SiCとが存在するが、どちらの系でも合金にした場合の熱伝導率に変わりはない。しかし、 α -SiCは劈開しやすい性質を持つため、 α -SiCを用いた場合、原料粉末を所望の基板形状に圧縮成形する際の圧力により劈開し、微細な炭化ケイ素が凝集した部分ができやすい。その部分は得られる合金中でアルミニウムとの密着力が弱いために、研磨加工やバレルメッキ、ショットなどの処理を行った場合に脱粒しやすい傾向がある。そのため、原料粉末の炭化ケイ素としては、 β -SiC又は α -SiCと β -SiCの混合した炭化ケイ素を用いることが望ましい。

【0030】更に、半導体基板において、脱粒により凹凸が生じた表面では、半田の流れ性が低下したり、樹脂

10

接合の接着強度が低下する問題が生じる可能性がある。脱粒による表面凹凸の大きさは用いる炭化ケイ素の粒径と等しいので、半田の流れ性や樹脂接合の接着強度の低下を防止するためには、炭化ケイ素の粒径は小さい方が好ましい。しかし、粒径が小さくなると凝集しやすいため、かえって凹凸が大きくなる場合がある。そのため、炭化ケイ素の粒径は $1 \sim 100 \mu\text{m}$ の範囲が好ましく、 $10 \sim 80 \mu\text{m}$ の範囲が更に好ましい。

【0031】一方、故意に半導体基板の表面に凹凸を形成することにより、そのアンカー効果により樹脂接合の接着強度を向上させることができる。その場合も、凹凸が大き過ぎると樹脂の回り込まない部分ができ、かえって接着強度が低下する場合がある。逆に凹凸が小さ過ぎると、アンカー効果が発揮できない。この点からも、炭化ケイ素の粒径は $1 \sim 100 \mu\text{m}$ の範囲が好ましく、 $10 \sim 80 \mu\text{m}$ の範囲が更に好ましい。

【0032】また、後から詳しく述べるように、焼結法ではアルミニウムと炭化ケイ素が均一に分散した原料粉末を用いて成形後焼結するが、その間に粒子の大きな移動が起こらないため、均一な組織を有した合金が得られる。そのため、従来の铸造法や加圧铸造法で問題となっていた合金の中心部と表層部での組成差を極めて小さくでき、即ちAl-SiC合金組成部分における炭化ケイ素量の差を1重量%以内にすることができる。ここで、「Al-SiC合金組成部分における炭化ケイ素量の差」とは、通常合金の表面に酸化層や窒化層が形成されたり、また従来法では合金の表層部にアルミニウム層が形成されたりするが、これらを除いたAl-SiC合金組成の部分についての組成の均一性を炭化ケイ素(SiC)量で比較することを意味し、具体的にはこの合金組成の部分の中心部と表層部の各 0.5 mm^2 中のSiC量を電子顕微鏡組成分析により測定して求める。即ち、電子顕微鏡のいくつかの視野について、SiCの占める面積比を求めて体積比とする。

【0033】アルミニウム又はアルミニウム合金中の炭化ケイ素が 10 重量%未満では熱膨張率が $20 \times 10^{-6}/\text{°C}$ を越え、炭化ケイ素が 70 重量%を越えるとアルミニウムが少な過ぎるため、焼結法では緻密化が困難である。そのため、本発明ではアルミニウム炭化ケイ素複合合金中の炭化ケイ素の量を $10 \sim 70$ 重量%とする。特に、炭化ケイ素を $3.5 \sim 7.0$ 重量%の範囲にすることにより、従来技術では不可能であった熱膨張率の範囲、即ち $7 \sim 15 \times 10^{-6}/\text{°C}$ のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることができる。

【0034】また、アルミニウムと炭化ケイ素の焼結には、炭化アルミニウム(Al_3C_4)とケイ素(Si)が生成する界面反応が大きく寄与している。この界面反応が過度に進行すると、界面に存在する炭化アルミニウムが多くなり過ぎてアルミニウムと炭化ケイ素の間の熱伝導を阻害し、またケイ素もアルミニウムに過剰に固溶し

(7)

11

て熱の散乱が増える等の理由により、熱伝導率が減少することが明らかになった。

【0035】従来の溶浸法、鋳造法、加圧鋳造法のいずれの方法も、アルミニウムを完全に溶解して合金化する方法であるため、アルミニウムと炭化ケイ素との界面反応を制御することは困難である。そのため、この界面反応が過度に進行してしまい、炭化アルミニウムとケイ素が多量に生成したり、逆に界面反応が不充分でアルミニウムと炭化ケイ素の密着が悪く熱が効率良く伝わらないため、得られる合金の熱伝導率は180W/mK未満に留まっている。これに対して、本発明では、焼結法を用いることにより界面反応の制御が容易になり、その結果180W/mK以上の熱伝導率を有するアルミニウム炭化ケイ素複合合金を得ることができるようになった。

【0036】即ち、後述するように焼結温度を600～750℃に調整し、界面反応による形成される炭化アルミニウムの量を、X線のCuK α 線により測定したアルミニウム(200)ピークに対する炭化アルミニウム(012)ピークの強度比が0.025以下となる量の範囲に制御することによって、得られる合金の熱伝導率を180W/mK以上とすることができます。また、炭化アルミニウムの量を5重量%以下に制御することによっても、合金の熱伝導率を180W/mK以上とすることができます。

【0037】次に、本発明の半導体基板材料の製造方法を説明する。この方法は、図1に示すように、まずアルミニウム又はアルミニウム合金と10～70重量%の炭化ケイ素を含むアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を作成する。これには多様な方法が適用できるが、成形性や焼結性が良好な方法を用いる必要がある。例えば、アルミニウム粉末又はアルミニウム合金粉末と炭化ケイ素粉末の混合粉末を、原料粉末として用いることができる。この方法は最も簡単且つ安価であるが、均一に混合する必要がある。特に各粉末の粒度は混合性に強く影響を与えるため、それぞれの粉末の平均粒径は相対的に2倍以内にすることが望ましい。

【0038】また、アルミニウム又はアルミニウム合金と炭化ケイ素の合金浴湯を凝固させて作製した急冷凝固粉末を、原料粉末として用いることもできる。この方法で得た原料粉末は均一性や成形性に非常に優れている。同様に、アルミニウム粉末又はアルミニウム合金粉末と炭化ケイ素粉末を、機械的に合金化(いわゆるメカニカルアロイング)させた粉末を用いることも可能である。尚、原料として純アルミニウムとアルミニウム合金のどちらを用いても良いが、純アルミニウムは変形能が大きいため成形体の密度を容易に上げることができ、また熱伝導率は最も高くなる。しかし、純アルミニウムは変形能が大きいため、形状によっては金型の焼き付きを起こすことがある。その場合には、例えばケイ素を合金化したアルミニウム合金とすることで粉末を硬化させ、焼き

付きを防ぐことができる。

【0039】次に、このようにして得られたアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を、図1に示すごとく、所望の基板形状に圧縮成形する。この圧縮成形によって原料粉末同士を予め密着させることにより、後の焼結時に形状が崩れたりせず、緻密な焼結体を得ることができる。最後に、この成形体を、アルミニウムに対して非酸化性の雰囲気下において焼結する。焼結温度が600℃未満では原料粒子間の結合が不十分であるため、600℃以上の温度で焼結する必要がある。

【0040】上記方法では、アルミニウムの酸化を防止するため非酸化性の雰囲気下で焼結を行うが、非酸化性雰囲気としては窒素雰囲気、好ましくは99体積%以上の窒素雰囲気を用いることにより、酸化を防ぐと同時に、窒素とアルミニウムとの反応により窒化アルミニウム(AlN)を生成させ、得られるアルミニウム炭化ケイ素複合合金を窒素を含む合金とすることができます。一方、非酸化性雰囲気として水素や一酸化炭素、アルゴンなどの希ガスを用いた場合には、得られる合金は窒素を含まなくなる。

【0041】一般に、焼結法では合金内部に残留したガスにより緻密化が阻害される。しかし、非酸化性雰囲気を窒素にすることにより、合金内部に残留した窒素ガスはアルミニウムとの反応により窒化アルミニウムとなるため、むしろ緻密化が図られることが分かった。特に合金が0.01重量%以上の窒素を含むことにより、熱伝導率180W/mK以上の合金が得られる。しかし、窒素が1重量%を越えて含まれると、かえって緻密化が阻害されるため、アルミニウム炭化ケイ素複合合金中の窒素量は0.01～1重量%の範囲が好ましい。また、焼結雰囲気に酸素や水蒸気が含まれると、アルミニウムが酸化されて特性が低下する。そのため酸素量が200ppm以下、露点が-20℃以下の雰囲気中で焼結することが望ましい。これにより焼結時に酸化反応は進行せず、合金中に含有される酸素量は原料粉末に含まれている酸素量と等しくなるため、アルミニウム炭化ケイ素複合合金に含まれる酸素量は0.05～0.5重量%となる。

【0042】本発明の製造方法においては、前記のごとく焼結温度を600～750℃にコントロールしてアルミニウムと炭化ケイ素の界面反応を制御することができるが、焼結温度が750℃よりも高くなると界面反応によるアルミニウムの炭化が進み、界面に生成する炭化アルミニウムの量が5重量%を越え、及びアルミニウムやアルミニウム合金中に固溶又は析出するケイ素の量が3重量%を越える。このように、アルミニウム炭化ケイ素複合合金中に含まれる炭化アルミニウム及びケイ素の量が増え過ぎると合金の熱伝導率が低下するので、180W/mK以上の熱伝導率を達成するためには600～750℃の焼結温度とすることが必要である。

【0043】また、本発明の製造方法では、アルミニウム又はアルミニウム合金の融点以上に加熱し、液相焼結をすることができる。通常は、液相焼結において液相が30%以上含まれると、形状を維持するのが困難とされていた。即ち、液相部分が流失したり発泡したりして、形状が維持できなくなるからである。しかし、アルミニウムと炭化ケイ素は濡れ性が非常に良いために、液相焼結においても形状を崩すことなく焼結できるのである。特に、炭化ケイ素量を35~70重量%の範囲とすることにより、液相焼結でも精度よく形状が維持できる。

【0044】上記のごとく焼結されたアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、そのまま半導体基板材料として用いることができるが、非酸化性雰囲気中において更に再圧縮を加えたり、再圧縮後に加熱処理することができる。変形能が大きいアルミニウムが連結し且つ硬質粒子の炭化ケイ素が分散した組織をしているため、再圧縮により更に精度の向上が図られると共に、残存した気孔を除去して緻密化することができ、大きく形状を変化させることも可能である。この再圧縮時に合金に微細な亀裂がある場合があるが、その後非酸化性雰囲気中において加熱処理すれば、亀裂を無くすことができる。

【0045】以上のようにして得られた本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、焼成後に変形や反り、欠け等の寸法上の不具合がなく、全ての外形寸法が所望の仕上げ寸法に近いもの(ニアネットシェイプ)であるか、又は所望の仕上げ寸法規格の範囲内(ネットシェイプ)とすることが可能であり、その場合は全面を機械加工する必要はなくなる。

【0046】更に、ワークステーション等の高い信頼性を有する半導体基板として用いる場合には、本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる基板材料に表面処理が必要となる。表面処理の手法としては、メッキ処理、クロメート処理、アルマイト処理、酸化処理、樹脂などを用いた有機被膜を形成する方法などが考えられる。

【0047】メッキは、通常のNiメッキ、Auメッキ、Ni-Auメッキ等を行うことにより、酸化しやすいアルミニウム部分を保護することができる。クロメート処理は表面の膜形成が容易で、凹凸の激しい表面にでも均一に膜形成ができるため好ましい。メッキ処理においても最終的にクロメート処理を施すことにより、信頼性をさらに向上させることができる。酸化処理も膜形成が容易で、表面に凹凸が存在しても均一に膜形成ができるため好ましい。例えば、200~600°C程度の大気中にさらすことにより、又は水蒸気雰囲気で満たした200~600°C程度の雰囲気にさらすことにより、表面を酸化することができる。この酸化膜上に更にクロメート処理を施すと、信頼性をより確実にすることができる。また、エポキシ樹脂、シリコーン樹脂、ポリイミド樹脂などの有機樹脂からなる被膜で表面を覆うことに

より、信頼性をより一層向上させることもできる。

【0048】更に、脱粒により凹凸が生じた表面では、半田の流れ性が低下したり、半導体基板として樹脂接合の接着強度が低下する問題が生じる可能性がある。その場合には、有機材料や金属材料による封孔処理を施した上でメッキすることによって、これらの問題を大きく改善することができる。有機材料を用いた封孔処理としては、エポキシ樹脂、シリコーン樹脂、ポリイミド樹脂などをスクリーン印刷、ディッピング、スピナーなどの手法で膜形成する方法がある。表面の導電性を維持するためには、樹脂に銀や銅をフィラーとして混合すればよい。このように表面に有機樹脂膜を形成した後、硬化させ、その後研磨を施すことにより、封孔処理を行うことができる。

【0049】金属材料を用いた封孔処理としては、まずメッキの手法が考えられる。メッキにより金属を凹部以上の膜厚で形成した後、表面を研磨することにより表面の凹凸を完全になくすことができる。金属メッキの種類としてはヤング率が15000kg/mm²以下のもの、例えばCuメッキが好ましい。ヤング率の低い金属は研磨が容易であり、また研磨により材料が伸びて凹部を容易に塞ぐことができる。一方、ヤング率が15000kg/mm²より大きい、例えばNiメッキでは研磨を施しても材料が伸びず凹部を完全に塞ぐことができない。しかし、Cuメッキだけでは、信頼性試験を施すと錆が生じるため、Cuメッキを行い研磨した上にNi又はAuの1種以上のメッキを形成することで、半田の流れ性や樹脂接合の接着強度、信頼性の両方を満足することができる。

【0050】ヤング率が15000kg/mm²以下の金属メッキを施す方法として、バレルメッキを用いることが望ましい。バレルメッキは容器内で浮遊状態でメッキを行なうため、半導体基板表面に治具跡が形成されない利点がある。更に、バレルメッキでは容器内でメッキを施す材料が衝突を繰り返すが、ダミー粒子として金属球を投入すると、この金属球とも衝突を起こすことになる。この衝突により金属球が削られ、削られた金属はメッキを施す材料に付着する。この付着は表面の凹部に起こりやすく、従って表面の凹凸が軽減される。金属球は削られてメッキを施す材料に付着した後伸びるように、ヤング率が低い材料が好ましい。具体的には15000kg/mm²以下のもの、例えばCuが好ましい。ヤング率の低い金属は伸びやすく、凹部を容易に塞ぐことができるからである。

【0051】また、ダミー粒子である金属球の粒径は0.1~10mmが望ましい。粒径が0.1mmより小さいと、バレルメッキ中に充分な衝突が生じないため、材料の凹部を完全に塞ぐことができない。また、粒径が10mmより大きいと、メッキを施す材料に傷を生じやすいため好ましくない。ダミー粒子は表面積が大きいこと

(9)

15

が望ましい。ダミー粒子である金属球の表面積を、真球と仮定したときの2倍以上にすることにより、短時間のバレルメッキ処理で効果を発揮することができる。

【0052】金属材料を用いた封孔処理のもう一つの方法として、低温で融解する金属、例えば錫を用いてメッキすることができる。錫メッキを施した後、錫の融点である240°C以上にすることにより錫が融解して凹部に流れ込み、凹凸の無い表面を形成することができる。溶け込んだ錫はA1及びSiなどを不純物として取り込み、融点が上昇するため、その後半田付けを施しても再融解することはない。尚、封孔処理に使用できる金属としては、アルミニウム炭化ケイ素複合合金の焼結温度以下の融点を持つもの、即ち融点が600°C以下の金属である。

【0053】更に、本発明の半導体基板材料の表面にアルミニウムを主成分とする被覆層を形成することにより、樹脂接合の接着強度を向上させることができる。即ち、蒸着法などによりA1の被覆層を形成すると、多角形型の結晶粒が生成される。結晶粒間には1μm以下の微小な段差が存在するが、この段差は表面粗さ測定時には検出できないものである。この結晶粒径とそれに伴う結晶間の段差が充分なアンカー効果を生み出し、樹脂接合強度を向上させるのである。

【0054】特に被覆層を構成するA1を含む結晶粒子の粒径を0.1~10μmに制御することにより、充分なアンカー効果を生み出すことができる。結晶粒径が0.1μmより小さくなると、接合に用いる樹脂が結晶間に充分に入る込むことができず、空孔が生じやすいため、この空孔が起点となって接合破壊が生じやすい。逆に粒径が10μmより大きくなると、樹脂は結晶間に入り込むことができるが、単位面積当たりでアンカー効果に寄与する粒子が少なくなるため、充分な接合強度を得ることができない。

【0055】上述のように充分なアンカー効果が得られる構造においては、その被覆層上に積極的に酸化膜を形成する必要はない。即ち、自然酸化膜である厚み10~800Åの酸化膜が望ましい。ただし、自然酸化膜がない状態であると、樹脂との間に水素結合が生じないために、充分な樹脂接合強度を保つことができない。また、800Å以上の酸化膜を形成すると、樹脂と酸化膜との間の接合強度は問題ないが、金属の酸化膜は脆いため酸化膜と母材金属との間の接合強度を保つことができない。

【0056】また、形成するA1の被覆層の厚みは、1~100μmが望ましい。この厚みが1μmより薄いと、アンカー効果を生み出すのに充分な構造を形成できないことがある。一方、被覆層が100μmより厚ければ、層内での破壊が生じやすくなる。特に20μmより厚くなると層形成に手間がかかることもあり、通常はA1の被覆層の厚みは1~20μmとするのがより望ましい。

16

い。形成するA1の被覆層としては、A1又はA1合金のいずれでもよい。ただし、A1合金の被覆層は形成時に組成の制御が困難であること、母材との密着性にばらつきが生じやすいので、純度99.9重量%以上が好ましく、99.99重量%以上のA1が更に望ましい。

【0057】上記A1の被覆層を形成する母材の表面性状としては、表面粗さがJIS規格のRmaxで0.1μmより小さいと、上述のようなA1被覆層の構造を形成しても充分なアンカー効果を得ることが困難である。

逆にRmaxが20μmより粗いと吸着ガスが多くなり、A1被覆層の形成時に酸素を放出する量が多くなり好ましくない。例えば、蒸着法にてA1被覆層を形成する場合、蒸着中の真空度を10⁻³Torr以下にしなければ、A1の結晶粒径が0.1μmより小さくなったり、母材との密着が低くなったりする。その一方で、Rmaxが20μmより粗くなると、10⁻³Torr以下の真空度を実現することが困難になる。尚、通常はRmaxが8μmより粗くなると、樹脂接合を施したときに、樹脂と接合表面との間に空隙ができやすくなり、接合強度のばらつきが大きくなるため、最大でもRmaxを8μmとするのが更に望ましい。

【0058】また、このような母材の表面粗さの条件を満たすために、より好ましくは母材表面に生じた孔の深さを100μm以下とすることが望ましい。好ましいの深さが100μmより深くなると、前述のガス吸着が多くなると共に、A1の被覆層を母材上に均一な厚みで形成することが困難になり、表面にピットが生じやすくなる。また、接合のための樹脂が十分に回り込みにくくなり、十分な接合強度を保つことができない。

【0059】A1の被覆層の形成方法としては、真空蒸着法が代表的な方法である。真空蒸着法では、まず母材である半導体基板材料を蒸着用真空チャンバーに投入し、蒸着前にチャンバー内を真空排気する。この時の真空度は、形成されるA1の被覆層の膜質に影響を与えるので、10⁻⁵Torr以下の真空度にするのが望ましい。これ以上の真空度であると、蒸着中に母材から付着ガスが放出され、形成されるA1の結晶粒径が小さくなる傾向にある。真空排気後、A1の蒸着を行うが、蒸着源としては前記のごとく99.9重量%以上のA1を用いるのが望ましい。99重量%程度のA1では、組成の制御が困難で、且つ母材との密着性のばらつきが生じやすい。また、蒸着中の真空度は10⁻³Torr以下にするのが望ましい。これ以上の真空度であると、形成されるA1の結晶粒径が所望の0.1μmより小さくなる。蒸着中母材は加熱しても、加熱しなくてもよい。加熱しない場合でも、母材の表面温度は100~200°C程度になるのが普通である。

【0060】また、A1の被覆層は、有機溶媒中に分散させたA1粉末をスクリーン印刷法により印刷し、不活性、真空もしくは還元雰囲気中で焼結することによって

(10)

17

も得ることができる。また、有機溶媒中に分散させた A 1 粉末を浸漬により母材に塗布し、不活性、真空もしくは還元雰囲気中で焼結することによっても、A 1 の被覆層を得ることができる。更には、不活性又は還元ガスを用いた溶射により A 1 の被覆層を形成し、不活性、真空もしくは還元雰囲気中で焼結することによっても、A 1 の被覆層を得ることができる。いずれの方法においても、所望の結晶粒径の A 1 の被覆層を得るために、焼結中の雰囲気が非常に重要になる。即ち、真空の場合は上記蒸着法と同様であるが、不活性又は還元性雰囲気の場合にも母材から放出される酸素等の付着ガスにより A 1 の粒径が小さくなるからであり、この原因となる雰囲気中の不純物を一般的には 500 ppm 以下に制御する必要がある。

【0061】前記のごとく、本発明の方法により製造されたアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、熱膨張率 $20 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 以下で且つ熱伝導率 100 W/mK 以上の特性を有する導体基板材料として用いることができる。更に、従来技術では不可能であった $15 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 以下の熱膨張率、又は 180 W/mK 以上の高い熱伝導率の合金が得られるため、前述のように特にプラスチックパッケージ用の半導体基板材料として適している。また、この合金は軽量であるため、例えばフリップチップ方式の半導体素子とパッケージとの電気的接合や、ボルグリッドアレー方式の母基板との接合にも適している。このアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、そのまま半導体基板材料となり得るが、更に前述のような A 1 の被覆層の形成又はその他の表面処理を施すことにより、高信頼性の半導体基板として用いることができる。

【0062】

【実施例】

実施例 1

平均粒径 $25 \mu\text{m}$ のアルミニウム粉末と平均粒径 $50 \mu\text{m}$ の α 型と β 型の混合体からなる炭化ケイ素粉末とを、炭化ケイ素が試料 1 で 5 重量%、試料 2 で 10 重量%、試料 3 で 20 重量%、試料 4 で 30 重量%、試料 5 で 40 重量%、試料 6 で 50 重量%、試料 7 で 60 重量%、試料 8 で 70 重量%、試料 9 で 75 重量% となるように配合し、それぞれニーダーを用いて 1 時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。

【0063】得られた各原料粉末を圧力 7 t/cm^2 で圧縮成形し、直径 $20 \text{ mm} \times$ 高さ 30 mm のタブレット試験片に成形した。それらの各成形体を、酸素濃度 10 ppm 、露点 -60°C の 99 体積% 以上の窒素雰囲気下にて 700°C で 2 時間焼結した。その結果、それぞれの*

18

* 試験片は成型時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。しかし、試料 9 は緻密にならず、表層部に空孔が存在したため、以下の測定は行わなかった。

【0064】上記の各焼結体について、含有される Si C 量、焼結密度、熱伝導率、熱膨張率、窒素量、酸素量、炭化アルミニウム量、Cu K α 線を用いた X 線解析によるアルミニウム (200) と炭化アルミニウム (012) のピーク比を下記表 1 に示した。尚、密度はアルキメデス法により求めた。熱伝導率はレーザーフラッシュ法により求め、熱膨張率は押し棒式により得られた値の $20 \sim 200^\circ\text{C}$ の平均値を求めた。窒素量はガス分析により求めた。Si C 量は合金を粉碎後、酸で Si C と Si 以外を除去した上で、更にフッ酸により Si を溶解し、その重量変化から求めた。炭化アルミニウム量は合金を粉碎後、水酸化ナトリウムで溶解し発生したメタンガスの量から求めた。更に、アルミニウム (200) と炭化アルミニウム (012) のピーク比、即ち $\text{Al}_4\text{C}_3/\text{Al}$ ピーク比は、Cu K α 線を用いた X 線解析によりアルミニウム (200) と炭化アルミニウム (012) ピークの測定し、その強度比を求めた。

【0065】また、試料 6 の合金の金属組織の光学顕微鏡写真 ($\times 100$) を図 2 に示した。この図 2 から明らかなように、本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金は、アルミニウム (明るい灰色の部分) に炭化ケイ素 (黒色の部分) が粒子状に分散した組織を有している。更に、試料 1 ～ 8 について、合金表面の酸化層や窒化層及び Si C を含まない Al 部分を除き、Al-Si C 合金組成部分の中央部と表層部の各 0.5 mm について電子顕微鏡組成分析により Si C 量を求めたところ、その Si C 量の差はいずれも 1 重量% 以内であった。また、試料 1 ～ 8 について電子顕微鏡組成分析により、炭化アルミニウムがアルミニウムと炭化ケイ素の界面に存在していること、及びケイ素がアルミニウム中に固溶し、一部析出していることが確認された。

【0066】比較のため、試料 5 と同量の 38 重量% の Si C を含むアルミニウム炭化ケイ素複合材料を溶浸法および铸造法で作製した。表層部のアルミニウム皮膜又は溶出部分を削除した後、その Al-Si C 合金組成部分であり削除後の表層部と同材料の中央部の各 0.5 mm について、上記と同様に電子顕微鏡により Si C 量を求めたところ、その Si C 量の差はいずれの場合も 2 重量% 以上であることが確認された。

【0067】

【表 1】

試料	SiC量 (wt%)	密度 (g/cm ³)	熱伝導率 (W/mK)	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/\text{°C}$)	窒素量 (wt%)	酸素量 (wt%)	Al ₄ C ₃ 量 (wt%)	Al ₄ C ₃ /Al ピーク比
1*	3	2.69	238	21.9	0.28	0.42	0.7	0.001
2*	8	2.71	235	20.2	0.28	0.40	1.8	0.003
3	18	2.75	229	17.3	0.27	0.31	2.2	0.005

(11)

19					20			
4	28	2.79	224	15.8	0.27	0.23	2.7	0.009
5	38	2.78	215	14.0	0.25	0.20	2.8	0.015
6	48	2.76	201	12.5	0.24	0.18	2.7	0.020
7	58	2.75	192	9.4	0.23	0.16	1.7	0.021
8	67	2.72	185	7.5	0.24	0.15	1.1	0.019
9*	—	緻密化せず	—	—	—	—	—	—

(注) 表中の*を付した試料は比較例である。

【0068】表1から明らかなように、アルミニウム炭化ケイ素複合合金は、炭化ケイ素量が10～70重量%の範囲において、熱伝導率100W/mK以上且つ熱膨張率 $20 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 以下の特性を満たしている。更に、炭化ケイ素が35～70重量%の範囲において、熱膨張率が $15 \times 10^{-6}/\text{°C}$ 以下の特性を備えることが理解できる。

【0069】実施例2

平均粒径 $25\text{ }\mu\text{m}$ のアルミニウム粉末と平均粒径 $50\text{ }\mu\text{m}$ の α 型と β 型の混合体からなる炭化ケイ素粉末とを1:1の重量比で配合し、ニーダーを用いて1時間混合してアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた原料粉末を圧力 7 t/cm^2 で直径 $20\text{ mm} \times$ 高さ 30 mm のタブレット試験片に圧縮成形した。それらの成形体を、窒素、水素又はアルゴンの雰囲気中において下記*

*表2に示す条件でそれぞれ焼結した。各試料の試験片は成型時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0070】得られた各焼結体について、実施例1と同様に、密度、熱伝導率、熱膨張率、窒素量、酸素量、炭化アルミニウム量、CuK α 線を用いたX線解析によるアルミニウム(200)と炭化アルミニウム(012)のピーク比をそれぞれ測定した。その結果を、焼結体の密度、熱伝導率、熱膨張率については焼結条件及び焼結雰囲気と共に表2に、及び焼結体の窒素量、酸素量、窒化アルミニウム量、及び上記 $\text{Al}_4\text{C}_3/\text{Al}$ のピーク比については下記表3に示した。

【0071】

【表2】

試料	焼結条件 (°C×h)	焼結 雰囲気	密度 (g/cm ³)	熱伝導率 (W/mK)	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/\text{°C}$)
10	900×2	窒素	2.72	118	12.3
11	850×2	窒素	2.75	161	12.3
12	800×2	窒素	2.75	173	12.5
13	800×8	窒素	2.75	175	12.5
14	750×2	窒素	2.76	185	12.5
15	700×2	窒素	2.76	201	12.5
16	700×8	窒素	2.75	203	12.6
17	650×2	窒素	2.77	221	12.7
18*	550×2	窒素	2.78	46	18.0
19	700×2	水素	2.70	162	12.3
20	700×2	アルゴン	2.70	165	12.3

(注) 表中の*を付した試料は比較例であり、試料15は実施例1の試料6と同一である。

【0072】

【表3】

(12)

21

試料	窒素量 (wt%)	酸素量 (wt%)	Al ₄ C ₃ 量 (wt%)	Al ₄ C ₃ /Al ピーク比
10	0.32	0.20	8.3	0.060
11	0.30	0.20	7.9	0.053
12	0.29	0.19	7.5	0.051
13	0.31	0.19	7.7	0.053
14	0.28	0.19	4.0	0.023
15	0.24	0.18	2.7	0.020
16	0.28	0.19	2.8	0.024
17	0.20	0.18	1.2	0.013
18*	0.08	0.15	0	0
19	<0.01	0.17	2.4	0.02
20	<0.01	0.17	2.5	0.02

(注) 表中の*を付した試料は比較例であり、試料15は実施例1の試料6と同一である。

【0073】この表2及び表3の結果から分かるように、600°C以上で焼結することによって、得られる合金の熱伝導率を100W/mK以上にすることができる。更に焼結温度を600~750°Cとし、界面反応により生成する炭化アルミニウム量を、CuK α 線で測定したアルミニウム(200)のピークに対する炭化アルミニウム(012)の強度比を0.025以下となる量若しくは5重量%以下の範囲とすることにより、得られ*

試料	密度 (g/cm ³)	熱伝導率 (W/mK)	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	窒素量 (wt%)	酸素量 (wt%)	Al ₄ C ₃ 量 (wt%)	Al ₄ C ₃ /Al ピーク比
6	2.76	201	12.5	0.24	0.18	2.7	0.02
6-1	2.80	203	12.9	0.24	0.18	2.7	0.02
6-2	2.82	225	12.9	0.26	0.18	2.8	0.02

【0077】実施例4

平均粒径25μmのアルミニウム粉末と平均粒径0.1~150μmの炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素が50重量%となるように配合し、それぞれニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7t/cm²で圧縮成形し、50mm×25mm×厚み2mmの試験片に成形した。それらの各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下にて700°Cで2時間焼結した。その結果、それぞれの成形体は成形時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0078】このように作成した各試料の樹脂接合強度を測定するために、JIS K 6850に準拠して評価を行った。即ち、使用した樹脂は銀フィラーを70重量%含有している液状のエポキシ樹脂であり、この樹脂を厚みが25μmとなるように塗布し、図11に示すように、同じ2つの試料基板Aの各一端を樹脂Bで接合して、180°Cで1時間硬化させ、硬化後150°Cで24時間の乾燥を施して試験片とした。

【0079】このJIS K 6850の各試験片について、その初期接合強度と共に、温度サイクル試験後、P

*る合金の熱伝導率を180W/mK以上にすることができる。また、焼結雰囲気が窒素以外の場合には、得られる合金に含まれる窒素量が0.01重量%に達せず、熱伝導率が180W/mK以上にならないことが分かる。

【0074】実施例3

上記実施例1で製造した試料6のアルミニウム炭化ケイ素複合合金の焼結体について、その複数の焼結体を更に窒素雰囲気中で7t/cm²の圧力で再圧縮を行い(試料6-1)、その後更にその内の一部の焼結体は窒素雰囲気中で700°Cで2時間の再焼結を行った(試料6-2)。

【0075】これらの各試料の焼結体について、密度、熱伝導率、熱膨張率、窒素量、酸素量、炭化アルミニウム量、CuK α 線を用いたX線解析によるアルミニウム(200)と炭化アルミニウム(012)のピーク比を、それおぞれ実施例1と同様にして測定し、その結果を下記表4に示した。表4から明らかのように、再圧縮した試料6-1及び再焼結した試料6-2では、いずれも密度が上昇し、更に熱伝導率も向上していることが理解できる。

【0076】

【表4】

試料	密度 (g/cm ³)	熱伝導率 (W/mK)	熱膨張率 ($\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	窒素量 (wt%)	酸素量 (wt%)	Al ₄ C ₃ 量 (wt%)	Al ₄ C ₃ /Al ピーク比
6	2.76	201	12.5	0.24	0.18	2.7	0.02
6-1	2.80	203	12.9	0.24	0.18	2.7	0.02
6-2	2.82	225	12.9	0.26	0.18	2.8	0.02

【0077】実施例4

CT試験後、及びHAST試験後の接合強度を測定した。温度サイクル試験は150°Cの雰囲気中に30分、及び-65°Cに30分晒し、100サイクル後の強度を測定した。PCT試験は120°C×100%RH×2atmの不飽和型のPCT試験とし、100時間後の強度を測定した。HAST試験は125°C×85%RH×2atmの試験条件とし、100時間後の強度を測定した。

【0080】接合強度の測定は、精密万能試験機(オートグラフ)を用いて行った。即ち、図11に示すごとく、2つの試料基板Aを接合した試験片の両端に設けたつかみ部Cを試験機のつかみ具で把持し、試験片の長軸とつかみ具の中心線が一直線上になるように注意しながら、50mm/minの速度で試験片を長軸方向に引っ張った。試験片が破壊するときの最大荷重を記録し、この値を試験片の樹脂接着部分の面積で割り、接合強度とした。得られた結果を表5に示した。

【0081】参考のために、接合に用いた樹脂単体の引っ張り強度を測定した。液状樹脂をシート状に成形して180°Cで1時間硬化し、硬化後150°Cで24時間乾燥した。乾燥後の強度は2kgf/mm²であった。ま

(13)

23

た、温度サイクル試験100サイクル後の強度は1.6
 kgf/mm^2 、PCT試験100時間後の強度は1.2
 kgf/mm^2 であった。

*【0082】

【表5】

*

試料	SiC量 (wt%)	SiC粒径 (μm)	樹脂接合強度 (kgf/mm^2)		
			初期	温度サイクル後	PCT後
21	50	0.1	1.0	0.6	0.3
22	50	1	1.2	0.8	0.5
23	50	10	1.5	1.0	0.8
24	50	50	1.5	1.0	0.8
25	50	80	1.4	0.9	0.7
26	50	100	1.2	0.8	0.5
27	50	150	1.0	0.8	0.3

【0083】上記の結果から、平均粒径が1~100 μm のSiC粉末を用いたAl-SiC合金は、初期強度が1.0 kgf/mm^2 以上と十分に高く、しかも信頼性試験後も0.5 kgf/mm^2 以上の良好な接合強度を保持できることが判る。

【0084】実施例5

上記実施例4と同様な方法により、平均粒径25 μm のアルミニウム粉末と平均粒径35 μm の炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が50重量%となるように配合し、ニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7 t/cm^2 で圧縮成形し、各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下にて700°Cで2時間焼結した。その結果、各成形体は成形時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0085】得られた各合金に対して、それぞれ下記の表面処理を行った。即ち、試料28では、アルカリ液で1分間アルミニウムのエッティングを行った後、表面を亜鉛置換し、更に無電解のNi-Pメッキを行った。Ni-Pメッキの厚みは5 μm とした。また、試料29では、合金に対して硫酸浴中で電流密度1.5A/ dm^2 でアルマイト処理を行い、更にイオン交換水で煮沸して封孔処理を行った。尚、Al上にはアルマイト層が5 μm の厚みで形成されていたが、SiC上にはアルマイト層は形成されていなかった。

【0086】更に、試料30では、合金をリン酸-クロム酸塩系の処理液に浸してクロメート処理を施した。処理は50°Cで1分間行い、直ちに水洗した後、80°Cで乾燥した。このクロメート層は厚みが500Åであった。また、試料31では、上記と同様な方法で合金上にNi-Pメッキを5 μm 形成し、このメッキ上に同様な方法でクロメート層を500Åの厚みに形成した。試料32では、合金を大気中にて300°Cで1時間熱することにより酸化処理を施した。試料33では、合金を水蒸気雰囲気中において300°Cで1時間熱することにより酸化処理を行った。更に、これらの試料に対して上記と同様な方法でクロメート処理を施し、クロメート層を500Åの厚みに形成した。

24

*【0082】

【表5】

*

【0087】これらの各試料に対してPCT試験を施し、耐食性を評価した。PCT試験は120°C×100%RH×2atmの不飽和型のPCT試験とし、100時間後の外観を観察した。その結果を表6に示した。この結果から、ニッケル-リンメッキのみを施した試料28はメッキの付着部分が認められ、PCT試験後その部分に染みが発生していた。アルマイトを施した試料29はSiC上にはアルマイトが形成されておらず、アルマイト部分とSiC部分の界面に染みが発生していた。その他の試料はPCT後も外観に変化は認められなかつた。

【0088】

【表6】

試料 PCT試験後の外観観察結果

28	染み発生
29	アルマイト層とSiC粒子の界面に染み発生
30	変化なく良好
31	変化なく良好
32	変化なく良好
33	変化なく良好

【0089】実施例6

上記実施例5と同様な方法により、平均粒径25 μm のアルミニウム粉末と平均粒径35 μm の炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が50重量%となるように配合し、ニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7 t/cm^2 で圧縮成形し、各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下にて700°Cで2時間焼結した。その結果、各成形体は成形時の形状を維持して焼結され、50mm×25mm×厚み2mmのアルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0090】得られた合金を試料34とし、更にこの合金に対して次の表面処理を施した。即ち、試料35では、合金をリン酸-クロム酸塩系の処理液に浸してクロメート処理を施した。処理は50°Cで1分間行い、直ちに水洗し80°Cで乾燥した。得られたクロメート層は厚みが500Åであった。試料36では、合金を大気中で300°Cで1時間熱することにより酸化処理を行った。

(14)

25

また、試料37では、合金を水蒸気雰囲気中で300°Cで1時間熱することにより酸化処理を行った。

【0091】このように作成した各試料の樹脂接合強度を測定するために、実施例1と同様にJIS K 6850による評価を実施した。初期の樹脂接合強度と共に、温度サイクル試験100サイクル後、PCT試験100時間後、HAST試験100時間後の接合強度を測定 *

試料	SiC量 (wt%)	SiC粒径 (μm)	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)			
			初期	温度サイクル後	PCT後	HAST後
34	50	40	1.5	1.0	0.8	0.9
35	50	40	1.7	1.2	1.0	1.1
36	50	40	1.6	1.2	1.0	1.0
37	50	40	1.6	1.1	1.0	1.0

【0093】実施例7

上記実施例5と同様な方法により、平均粒径25μmのアルミニウム粉末と平均粒径35μmの炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が50重量%となるように配合し、ニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7t/cm²で圧縮成形し、各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下にて700°Cで2時間焼結した。その結果、それぞれの成形体は成形時の形状を維持して焼結され、平板形状のアルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0094】得られた合金に対して下記の表面処理を行い、試料38及び39を得た。即ち、試料38では、合金をアルカリ液で1分間アルミニウムのエッチングを行った後、表面を亜鉛置換し、更に無電解のCuメッキを行った。その後、両面に対しラップ研磨を行い、50μmの厚さだけ削り取った。研磨前の表面粗さはR_{max}で60μmであったが、研磨後は2μmまで低下していた。この上に更に無電解のNi-Pメッキを5μm施し、試料38とした。

【0095】また、試料39では、同様にアルカリ液で1分間のアルミニウムのエッチングと表面の亜鉛置換を行った後、更に無電解のNi-Pメッキを100μm行った後、両面に対しラップ研磨を行い、50μmの厚さだけ削り取った。研磨前の表面粗さはR_{max}で60μmであったが、研磨後は30μmまでしか低下しなかった。この上に更に無電解のNi-Pメッキを5μm施し、試料39とした。

【0096】この各試料に対してPCT試験を施し、耐食性を評価した。PCT試験は121°C×100%RH×2atmの不飽和型のPCT試験とし、100時間後の外観を観察した。また、縦横10mm×厚み0.2mmの共晶半田のプリフォームを用いて半田流れ試験を行った。即ち、試料上にプリフォームを設置し、半田リフローに215°C、1分間投入した後、半田流れ状態を観察した。その結果、この試料はPCT試験後も外観に変化は認められず、半田流れも良好であった。

【0097】その結果、Cuメッキを行った試料38で

26

*し、その結果を表7に示した。この結果から、上記の各表面処理を施した試料35～37は、何も表面処理を施していない試料34に比べて、剪断強度の増加が認められた。

【0092】

【表7】

は、PCT試験後も外観に変化は認められず、半田流れも良好であった。一方、Ni-Pメッキだけを行った試料39では、PCT試験後に染みが認められ、半田流れ試験では半田が部分的に流れていない部分であった。

【0098】実施例8

上記実施例5と同様な方法により、平均粒径25μmのアルミニウム粉末と平均粒径35μmの炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が50重量%となるように配合し、ニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7t/cm²で圧縮成形し、各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下にて700%で2時間焼結した。その結果、各成形体は成形時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0099】得られた合金に対して、アルカリ液で1分間アルミニウムのエッチングを行った後、表面を亜鉛置換し、更に厚み50μmのSnメッキを行った。その後、赤外線炉中で250°Cで10分間加熱したところ、Snメッキは融解し、Al-SiC合金表面の凹部に流れ込んでいた。加熱前の表面粗さはR_{max}で60μmであったが、加熱後は5μmまで低下していた。この上に更に無電解のNi-Pメッキを5μmの厚みに施した。

【0100】この試料に対してPCT試験を施し、耐食性を評価した。PCT試験は121°C×100%RH×2atmの不飽和型のPCT試験とし、100時間後の外観を観察した。また、縦横10mm×厚み0.2mmの共晶半田のプリフォームを用いて半田流れ試験を行った。即ち、試料上にプリフォームを設置し、半田リフローに215°C、1分間投入した後、半田流れ状態を観察した。その結果、この試料はPCT試験後も外観に変化は認められず、半田流れも良好であった。

【0101】実施例9

上記実施例5と同様な方法により、平均粒径25μmのアルミニウム粉末と平均粒径35μmの炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が50重量%となるように配合し、ニーダーを用いて1時間混合することによりアルミニウ

(15)

27

ム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力 $7 \text{ t} / \text{cm}^2$ で圧縮成形し、各成形体を 99 体積% 以上の窒素雰囲気下にて 700°C で 2 時間焼結した。その結果、各成形体は成形時の形状を維持して焼結され、アルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0102】得られた合金表面に、エポキシ樹脂を $100 \mu\text{m}$ スクリーン印刷した。用いたエポキシ樹脂は平均粒径 $5 \mu\text{m}$ の Cu フィラーを 70 重量% 添加したもので、スクリーン印刷後、窒素雰囲気中にて 180°C で 1 時間加熱硬化させた。その後、両面に対してラップ研磨を行い、 $50 \mu\text{m}$ の厚みだけ削り取った。エポキシ樹脂塗布前の表面粗さは R_{\max} で $60 \mu\text{m}$ であったが、研磨後は $2 \mu\text{m}$ まで低下していた。その後、この表面を Pd 置換し、無電解の Ni-P メッキを $5 \mu\text{m}$ の厚みに施した。

【0103】この試料に対して PCT 試験を施し、耐食性を評価した。PCT 試験は $121^\circ\text{C} \times 100\% \text{RH} \times 2 \text{ atm}$ の不飽和型の PCT 試験とし、100 時間後の外観を観察した。また、縦横 $10 \text{ mm} \times$ 厚み 0.2 mm の共晶半田のプリフォームを用いて、半田流れ試験を行った。即ち、試料上にプリフォームを設置し、半田リフローに 215°C で 1 分間投入した後、半田流れ状態を観察した。その結果、この試料は PCT 試験後も外観に変化は認められず、半田流れも良好であった。

【0104】また、上記と同様にして得られたアルミニウム炭化ケイ素複合合金の表面に、フィラーを含まないエポキシ樹脂をディッピングにより $10 \mu\text{m}$ の厚みで塗布し、窒素雰囲気中にて 180°C で 1 時間の加熱処理を行って熱硬化させた。この試料についても、上記と同様の PCT 試験を実施して 100 時間後の外観を観察した結果、外観に変化は認められなかった。

【0105】実施例 10

上記実施例 5 と同様な方法により、平均粒径 $40 \mu\text{m}$ のアルミニウム粉末と平均粒径 $35 \mu\text{m}$ の炭化ケイ素粉末とを炭化ケイ素の量が 50 重量% となるように配合し、ニーダーを用いて 1 時間混合することによりアルミニウム炭化ケイ素原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力 $7 \text{ t} / \text{cm}^2$ で圧縮成形し、各成形体を 99 体積% 以上の窒素雰囲気下にて 700°C で 2 時間焼結した。その結果、各成形体は成形時の形状を維持して焼結され、縦横 40 mm で厚み 2 mm のアルミニウム炭化ケイ素複合合金が得られた。

【0106】この合金をアルカリ液で 1 分間アルミニウ*

ダミー	粒径	パレルメッキ	試料	粒子	(mm)	時間(分)	初期外観	PCT後外観
45	Cu	1.0	45	Cu	1.0	30	良好	良好
46	Cu	1.0	46	Cu	1.0	30	良好	染み発生
47	Ni	1.0	47	Ni	1.0	60	良好	染み発生
48	Ni	1.0	48	Ni	1.0	120	打痕発生	打痕あり・染み発生

【0112】これらの結果を示す表 9 から分かるよう

28

* ムのエッティングを行った後、表面を亜鉛置換して、10 個程度パレルメッキ治具に投入した。また、パレルメッキ治具中に、ダミー粒子として粒径が $0.05 \sim 1.5 \text{ mm}$ の Cu 球を同時に 10 個投入した。その状態で 1 時間の Cu のパレルメッキを行った。その後、更に無電解 Ni-P メッキを厚み $5 \mu\text{m}$ だけ施した。

【0107】Cu 球の粒径を変えた各試料に対して PCT 試験を施し、耐食性を評価して結果を下記表 8 に示した。PCT 試験は $121^\circ\text{C} \times 100\% \text{RH} \times 2 \text{ atm}$ の不飽和型の PCT 試験とし、100 時間後の外観を観察した。この結果から分かるように、粒径が $0.1 \sim 1.0 \text{ mm}$ の Cu 球を用いたものは、初期の外観、PCT 試験後の外観とも良好であった。粒径が 0.05 mm の Cu 球を用いた試料は PCT 試験後染みが生じ、粒径が 1.5 mm の Cu 球を用いた試料では初期の状態で打痕が多数生じていた。

【0108】

【表 8】

20	Cu 球粒径	パレルメッキ	試料	(mm)	時間(分)	初期外観	PCT後外観
40	0.05	60	40	良好	染み発生		
41	0.1	60	41	良好	良好		
42	1	60	42	良好	良好		
43	10	60	43	良好	良好		
44	15	60	44	打痕発生	打痕あり		

【0109】また、試料 45 として、上記で用いた粒径 1 mm の Cu 球を同一粒径で表面積が 2 倍の Cu 球に変更し、上記と同様にパレルメッキ時間を 30 分行い、その後無電解 Ni-P メッキを $5 \mu\text{m}$ の厚みで行った。参考のため、粒径 1 mm の Cu 球を用いてパレルメッキ時間を 30 分行い、その後無電解 Ni-P メッキを $5 \mu\text{m}$ の厚みで行った試料 46 を作成した。また、ダミー粒子として Cu 球の替わりに粒径 1 mm の Ni 球を用い、その状態で 1 時間及び 2 時間の無電解 Ni のパレルメッキを行い、その後無電解 Ni-P メッキを $5 \mu\text{m}$ の厚みで行って、試料 47 及び 48 を得た。

【0110】この各試料に対して PCT 試験を施し、耐食性を評価した。PCT 試験は $121^\circ\text{C} \times 100\% \text{RH} \times 2 \text{ atm}$ の不飽和型の PCT 試験とし、100 時間後の外観を観察した。結果を下記表 9 に示した。

【0111】

【表 9】

【0112】これらの結果を示す表 9 から分かるよう

に、表面積を 2 倍にした Cu 球を用いた試料 45 は、初

(16)

29

期の外観及びPCT後の外観とも良好であった。しかし、表面積を2倍にしていないCu球を用いた試料46は、PCT試験後に染みが生じていた。また、Ni球を用いて1時間Niバーレルメッキを施した試料47はPCT試験後に染みが生じており、2時間Niバーレルメッキを施した試料48は初期の状態で打痕が多数生じており、PCT試験後は更に染みが生じていた。

【0113】実施例11

平均粒径2.5μmのアルミニウム粉末と平均粒径3.5μmの炭化ケイ素粉末と、各試料ごとに炭化ケイ素の量を下記表10に示すように変化させて配合し、それぞれニーダーを用いて1時間混合することにより、Al-SiC原料粉末を得た。得られた各原料粉末を圧力7t/cm²で圧縮形成し、長さ100mm×幅25mm×厚み2mmの試験片に成形した。それらの各成形体を99体積%以上の窒素雰囲気下において700°Cで2時間焼結することにより、成形時の形状を維持したAl-SiC焼結体が得られた。

【0114】得られた各焼結体について、断面をSEM観察することにより孔の深さを測定し、その結果を表10に併せて示した。また、表面粗さを表面粗さ形状測定機で測定したところ、R_{max}は0.1~2.0μmの範囲内に入っており、ほぼ孔の深さに比例していた。

【0115】次に、得られた各焼結体の一面に、蒸着法により全ての試料について厚さ2μmのAlの被覆層を形成した。即ち、Al-SiC焼結体を蒸着用真空チャンバーに投入し、10⁻⁵Torr以下の大真空度になるまで真空排気した後、蒸着源として純度99.9重量%以上のAlを用いてAlを2μmの厚さに蒸着した。蒸着中の真空度は10⁻³Torr~10⁻⁵Torrの範囲に制御し、この時の焼結体表面の温度は100~200°Cであった。

【0116】各Al-SiC焼結体上に形成されたAl被覆層の厚み、その結晶粒径を測定して、その結果を表10に示した。また、Al被覆層に形成された自然酸化による酸化層の膜厚をマイクロオージェ電子分光法で測定したところ、酸化層の膜厚は全ての試料について500Åであった。

【0117】

【表10】

試料	初期強度	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)					
		温度サイクル後強度 100サイクル	温度サイクル後強度 1000サイクル	PCT後強度 100時間	PCT後強度 300時間	HAST後強度 100時間	HAST後強度 300時間
49	2.1	1.5	0.9	1.2	0.5	1.2	0.7
50	2.1	1.5	0.9	1.2	0.6	1.2	0.7
51	2.0	1.5	0.9	1.2	0.6	1.2	0.7
52	2.0	1.5	0.9	1.2	0.6	1.2	0.7
53	1.9	1.4	0.9	1.1	0.5	1.2	0.7
54	1.9	1.3	0.8	1.1	0.5	1.2	0.7
55	1.8	1.3	0.8	1.0	0.5	1.1	0.6

30					
試料	原料SiC量 (wt%)	孔深さ (μm)	Al層厚 (μm)	結晶粒径 (μm)	酸化層 (Å)
49	10	40	2	1.0	500
50	20	40	2	1.0	500
51	30	40	2	1.0	500
52	40	40	2	1.0	500
53	50	60	2	1.0	500
54	60	60	2	0.8	500
55	70	70	2	0.7	500

【0118】このように作成した各試料の樹脂接合強度を測定するために、JIS K 6850に基づいて評価を行った。使用した樹脂は銀フィラーを70重量%含有している液状のエポキシ樹脂であり、図11に示すように、2つの試料基板Aの各一端に樹脂Bを厚さ25μmとなるように塗布し、試料基板A同士を接合して180°Cで1時間硬化させた。この硬化後、150°Cで24時間の乾燥を施して試験片とした。

【0119】得られたJIS K 6850の各試験片について、その初期接合強度と共に、温度サイクル試験

20 後、PCT試験後、及びHAST試験後、それぞれ接合強度を測定し、その結果を下記表11に示した。尚、温度サイクル試験は、150°Cの雰囲気中に30分及び-65°Cに30分さらすサイクルを、100サイクル行った。PCT試験は、121°C×100%RH×2atmの不飽和型のPCT試験とした。また、HAST試験は、125°C×85%RH×2atmの試験条件とした。

【0120】接合強度の測定は、精密万能試験機（オートグラフ）を用いて行った。即ち、図11に示すごく、2つの試料基板Aを接合した試験片の両端に設けたつかみ部Cを試験機のつかみ具で把持し、試験片の長軸とつかみ具の中心線が一直線上になるように注意しながら、50mm/minの速度で試験片を長軸方向に引っ張った。試験片が破壊するときの最大荷重を記録し、この値を試験片の樹脂接着部分の面積で割り、接合強度とした。尚、試験片の破壊モードは樹脂接着部が破壊するものであった。

【0121】

【表11】

40

(17)

31

【0122】上記の結果から分かるように、各試料とも初期接合強度、信頼性試験後の接合強度ともに、0.5 kgf/mm²以上の良好な接合強度を発揮し得る。参考のために、接合に用いた樹脂単体の引張強度を測定した。即ち、液状樹脂をシート状に成形して180°Cで1時間硬化し、硬化後150°Cで24時間乾燥した。乾燥後の樹脂の強度は2 kgf/mm²、100サイクルの温度サイクル試験後は1.6 kgf/mm²、100時間のPCT試験後は1.2 kgf/mm²、100時間のHAST試験後は1.3 kgf/mm²であった。また、1000サイクルの温度サイクル試験後は1.0 kgf/mm²、300時間のPCT試験後は0.7 kgf/mm²、300時間のHAST試験後は0.9 kgf/mm²であった。

【0123】尚、樹脂接合強度として基本的に要求されるのは、樹脂接合時の強度であり、これが一般的に剪断強度で0.5 kgf/mm²以上であれば問題ない。ただし、これに加えて温度サイクル試験、PCT試験、HAST試験の初期段階での剪断強度が重要となる。例えば、温度サイクル試験の初期100サイクル後、若しくはPCT又はHAST試験の初期100時間後等であり、このときも剪断強度で0.5 kgf/mm²以上あれば全く問題がなく、充分実用に供することができる。ただし、まれに温度サイクル試験で1000サイクル後や、PCT又はHAST試験では300時間後の剪断強*

試料	結晶粒径 (μm)	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)						
		初期強度	温度サイクル後強度 100サイクル	温度サイクル後強度 1000サイクル	PCT後強度 100時間	PCT後強度 300時間	HAST後強度 100時間	HAST後強度 300時間
49'	0.05	1.5	0.7	0.5	0.3	0.1	0.3	0.2
50'	0.05	1.5	0.7	0.5	0.3	0.1	0.3	0.2
51'	0.05	1.4	0.7	0.5	0.3	0.1	0.3	0.2
52'	0.05	1.4	0.7	0.5	0.3	0.1	0.3	0.2
53'	0.04	1.4	0.7	0.5	0.2	0.1	0.3	0.2
54'	0.04	1.3	0.5	0.4	0.2	0.1	0.3	0.2
55'	0.04	1.2	0.5	0.4	0.2	0.1	0.3	0.1

【0127】この結果から分かるように、各試料とも初期接合強度については問題ないが、信頼性試験後の接合強度の劣化が著しく、特にPCT試験及びHAST試験での100時間後を含めて接合強度はいずれも0.5 kgf/mm²以下となり、実用可能な樹脂接合強度を保持することができなかった。

【0128】実施例12

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてAl-SiC焼結体を製造した。その際に焼成雰囲気中の酸素量を制御することにより、表面に形成される孔深さを全ての試料について10 μmとし、Al被覆層を蒸着する際の真空度を制御しやすくし※

試料	結晶粒径 (μm)	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)					
		初期強度	温度サイクル後強度 100サイクル	温度サイクル後強度 1000サイクル	PCT後強度 100時間	PCT後強度 300時間	HAST後強度 100時間

*度が問われることがある。この領域では接合に用いる樹脂自体の劣化も生じているため、要求される剪断強度は前述ほどは高くなく、通常は0.3 kgf/mm²を越えるレベルとされる。

【0124】このように、半導体装置用基板に要求される樹脂接合強度は、樹脂との初期接合強度と、温度サイクル試験、PCT試験、及びHAST試験の初期段階での接合強度である。ただし、上記のように温度サイクル試験で1000サイクル後、PCT及びHAST試験では300時間後においても、要求剪断強度を満足することが望ましい。

【0125】比較例1

上記実施例11と同様な方法で、上記試料49'～55'に相当するAl-SiC焼結体を製造した。この各焼結体上にAl被覆層を蒸着する際に、真空中度を10⁻² Torr～10⁻³ Torrとした以外は、実施例11と同様な方法でAl被覆層を形成して試料49'～55'とした。これら比較例の試料49'～55'について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定した。得られた結果を表12に示した。尚、Al被覆層の結晶粒径の大きさは0.04～0.05 μmであった。

【0126】

【表12】

※た。次に、実施例11と同様にAl被覆層を蒸着したが、その際に真空中度を10⁻² Torr～10⁻⁶ Torrの範囲で変化させることにより、Al被覆層の結晶粒径を下記表13のごとく変化させた。

【0129】得られた各試料について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定し、結果を表13に併せて示した。尚、各試料のAl被覆層の厚さは全て2 μm、その上の自然酸化層の厚さは全て500 Åである。

【0130】

【表13】

(18)

33									34
56*	0.05	1.4	0.7	0.5	0.2	0.1	0.3	0.2	
57	0.1	1.5	1.2	1.0	0.9	0.7	1.0	0.9	
58	1.0	1.9	1.4	1.2	1.1	0.9	1.2	1.0	
59	10	1.4	1.0	0.8	0.8	0.6	0.9	0.7	
60*	20	1.4	0.7	0.6	0.2	0.1	0.3	0.1	

(注) 表中の*を付した試料は比較例である。

【0131】この結果より分かるように、Al被覆層の結晶粒径が0.1~10μmの範囲にある試料は、信頼性試験後も0.5kgf/mm²以上と充分な樹脂接合性を保っている。しかし、結晶粒径が上記範囲以外の試料は、信頼性試験後の樹脂接合強度の劣化が著しく、特にPCT試験及びHAST試験後の接合強度は0.5kgf/mm²以下となり、充分な接合強度を保つことができなかった。

【0132】実施例13

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてAl-SiC焼結体を製造した。その際に焼成雰囲気中の酸素量を制御することにより、孔深さを10μmとした。その後、プラスト処理を施すことにより、下記表14に示す種々の孔深さのものを形成した。次に、実施例11と同様な方法で、試料ごとに真空度を10⁻³Torr~10⁻⁵Torrの範囲で変化させてAl被覆層を形成した。しかし、孔深さが200μm以上の試料は、成膜中にAl-SiC焼結体の空孔内からのガス拡散により10⁻³Torr~10⁻⁵Torrの真空度を保つことができず、10⁻²Torr~10⁻³Torrとなつた。

*【0133】

【表14】

	SiC	孔深さ	Al層厚	結晶粒径	酸化層
試料	(wt%)	(μm)	(μm)	(μm)	(Å)
61	50	10	2	1.0	500
62	50	50	2	1.0	500
63	50	70	2	2.0	500
64	50	100	2	0.1	500
65	50	200	2	0.1	500

【0134】得られた各試料について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定し、その結果を下記表15に示した。その結果から分かるように、孔深さが100μm以下の試料は信頼性試験後も0.5kgf/mm²以上と充分な樹脂接合強度を保っているが、孔深さが100μmを越える試料は特に300時間以上のPCT及びHAST試験後の接合強度が0.3kgf/mm²以下となつた。

【0135】

【表15】

試料	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)					
	初期強度	温度サイクル後強度		PCT後強度		HAST後強度
		100サイクル	1000サイクル	100時間	300時間	100時間
61	1.9	1.4	0.9	1.1	0.7	1.2
62	1.9	1.4	0.8	1.1	0.7	1.2
63	1.7	1.2	0.8	1.0	0.6	1.1
64	1.4	1.0	0.8	0.8	0.4	0.9
65	1.4	0.7	0.6	0.6	0.2	0.7

【0136】実施例14

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてAl-SiC焼結体を製造した。その際に焼成雰囲気中の酸素量を制御することにより、表面に形成される孔深さを10μmとした。その後、表面にプラスト処理を施し、更に表面研磨を施すことにより、各焼結体の表面粗さR_{max}を下記表16に示すように変化させた。その後、これらの各焼結体上に実施例11と同様にしてAl被覆層を形成し、その表面を自然酸化させた。

【0137】

【表16】

試料	SiC (wt%)	R _{max}			Al層厚	結晶粒径	酸化層
		(μm)	(μm)	(μm)	(μm)	(μm)	(Å)
66	50	0.08	2	1.0	500		
67	50	0.12	2	1.0	500		
68	50	10	2	1.0	500		
69	50	20	2	0.1	500		
70	50	30	2	0.1	500		

【0138】次に、実施例11と同様の樹脂を用いて、JIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定し、その結果を下記表17に示した。下記表17の結果から分かるように、Al被覆層の結晶粒径が0.1~1.0μmの範囲内でも、R_{max}が0.1μmより小さい試料及び20μmより大きい試料においては、PCT試験及びHAST試験の初期(100時間まで)段階では樹脂接合強度が実用上支障のない0.5kgf/mm²以上で

(19)

35

あったが、特に長時間(300時間)のPCT試験及びHAST試験後には樹脂接合強度の劣化が著しく、接合強度は0.3kgf/mm²以下となり、充分な接合強度*を保つことができなかった。

36

【0139】

【表17】

試料	初期強度	樹脂接合強度(kgf/mm ²)						
		温度サイクル後強度	PCT後強度	HAST後強度	100サイクル	1000サイクル	100時間	300時間
66	1.4	0.7	0.5	0.6	0.2	0.7	0.3	
67	1.4	1.0	1.0	0.8	0.6	0.9	0.7	
68	1.9	1.4	1.2	1.1	0.7	1.2	0.8	
69	1.4	0.9	0.7	0.7	0.5	0.8	0.6	
70	1.4	0.7	0.5	0.6	0.2	0.7	0.3	

【0140】また、上記の実施例でRmaxが8μm近傍の試料も確認したが、8μmを越えると接合強度値のレベルには問題がないものの、そのバラツキが大きくなることが分かった。更に、PCT試験及びHAST試験で300時間を越える長時間の耐久性を確認したところ、これらRmaxが8μmの試料の中で、接合強度が0.3kgf/mm²以下のものが10%未満の割合で確認された。

【0141】比較例2

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてAl-SiC焼結体を製造した。この焼結体上に、実施例11と同様な方法でAl被覆層を厚さ2μmに形成した。尚、このAl-SiC焼結体の※

※表面に形成された孔深さは60μmであり、Al被覆層の結晶粒径は1.0μmであった。

【0142】その後、大気炉中において300℃に加熱することにより、Al被覆層表面に膜厚1500Åの酸化層を形成し、これを試料71とした。また、同様に製造したAl被覆層の上に、酸化層としてアルマイト層を厚さ500Åに形成した試料72も準備した。これらの試料71及び72について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定し、その結果を下記表8に示した。

【0143】

【表18】

試料	酸化層(A)	樹脂接合強度(kgf/mm ²)					
		初期強度	温度サイクル後強度	PCT後強度	HAST後強度	100サイクル	1000サイクル
71	1500	0.8	0.4	—	0.1	—	0.2
72	500	1.8	1.4	0.9	1.1	0.7	1.2

【0144】加熱酸化により形成した厚い酸化層を有する試料71では、信頼性試験後の樹脂接合強度の劣化が著しく、全て接合強度が0.5kgf/mm²以下となり、充分な接合強度を保つことができなかった。尚、試料71の破壊モードは、他の実施例が全て樹脂とAl被覆層の界面であるのに対して、酸化膜とAl被覆層の界面であった。

【0145】一方、酸化層として厚み500Åのアルマイト層を形成した試料72では、初期接合強度、信頼性試験後の接合強度とも、0.5kgf/mm²以上の良好な接合強度を保持できることが分かるが、表面にアルマイト処理を施したためにAl-SiC焼結体の導電性は失なわれた。

【0146】実施例15

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含★

★む原料粉末を用いてAl-SiC焼結体を製造した。このAl-SiC焼結体の表面に形成された孔深さは60μmであった。次に、この焼結体上に、実施例11と同様な方法でAl被覆層を形成し、その被覆層の厚みを下記表19に示すように変化させた。尚、全ての試料において、Al被覆層の結晶粒径は1.0μmであった。また、各試料のAl被覆層の表面に、厚さ500Åの自然酸化による酸化層が形成された。

【0147】その後、各試料について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて、樹脂接合強度を測定した。その結果を表19に併せて示した。

【0148】

【表19】

試料	A1層の厚み(μm)	樹脂接合強度(kgf/mm ²)					
		初期強度	温度サイクル後強度	PCT後強度	HAST後強度	100サイクル	1000サイクル
73	0.08	1.0	0.5	0.6	0.2	0.3	0.3
74	0.1	1.2	0.9	0.7	0.7	0.5	0.8
75	2	1.9	1.4	0.8	1.1	0.6	1.2

(20)

37				
76	100	1.4	1.0	0.7
77	150	1.0	0.8	0.6

38				
		0.8	0.5	0.9
		0.5	0.3	0.6

【0149】上記の結果から分かるように、A1被覆層の厚さが $0.1\mu\text{m}$ より小さい試料は、信頼性試験後の樹脂接合強度の劣化が著しく、特にPCT及びHAST試験後の接合強度は 0.5kgf/mm^2 以下となった。また、A1被覆層の厚さが $100\mu\text{m}$ より大きい試料では、樹脂接合強度はPCT及びHAST試験の100時間後では 0.5kgf/mm^2 以上で実用上問題はないものの、特に300時間の同試験後の樹脂接合強度は 0.3kgf/mm^2 以下となり、最も望ましい信頼性レベルは達成できなかった。尚、A1被覆層の厚さが $100\mu\text{m}$ より大きい試料の破壊モードは、全てA1被覆層内の破壊であった。また、厚み $100\mu\text{m}$ のA1被覆層の形成には、10時間以上の蒸着時間が必要であった。更に、上記実施例において、A1被覆層の厚みが $20\mu\text{m}$ 近傍の試料も別途試行したが、その膜形成時間は1時間程度であり、厚み $100\mu\text{m}$ のものと評価値に殆ど差異はなかった。従って、生産性を考慮すると、A1被覆層の厚みは $20\mu\text{m}$ 程度で充分である。

【0150】実施例16

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてA1-SiC焼結体を製造した。その後、各焼結体の表面に、下記表20に示すように、試料ごとに異なる組成のA1被覆層を厚さ $2\mu\text{m}$ に形成した。尚、A1-SiC焼結体の表面に形成された孔深さは全て $60\mu\text{m}$ 、A1被覆層の結晶粒径は全て $1.0\mu\text{m}$ 。

* m、及びA1被覆層上の自然酸化層の厚さは全て 500\AA であった。

【0151】

【表20】

試料78：99重量%A1-Mg合金
 試料79：99重量%A1-Mn合金
 試料80：99重量%A1-Si合金
 試料81：99重量%A1-Cu合金
 試料82：99重量%A1-Cu-Si合金
 試料83：90重量%A1-Mg合金
 試料84：90重量%A1-Mn合金
 試料85：90重量%A1-Si合金
 試料86：90重量%A1-Cu合金
 試料87：ジュラルミン（94.5重量%A1-4重量%Cu-0.5重量%Mg-0.5重量%Mn-残部Fe及びSi）

【0152】上記各試料はA1被覆層の組成毎に50ヶずつ用意したが、その組成は50ヶの中ではばらついた。この中でも上記各試料の組成に近いものを各10ヶずつ選び、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接合強度を測定した。その結果を、下記表21に示した。

【0153】

【表21】

試料	初期強度	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)					
		温度サイクル後強度		PCT後強度		HAST後強度	
		100サイクル	1000サイクル	100時間	300時間	100時間	300時間
78	1.8	1.3	0.9	1.0	0.6	1.1	0.7
79	1.7	1.2	0.9	1.0	0.6	1.1	0.7
80	1.9	1.4	1.0	1.1	0.7	1.2	0.8
81	1.5	1.1	0.8	1.0	0.6	1.1	0.7
82	1.7	1.1	0.8	0.8	0.6	0.9	0.7
83	1.4	1.2	0.8	0.9	0.5	1.0	0.6
84	1.5	1.2	0.8	0.9	0.5	1.0	0.6
85	1.4	1.3	0.9	1.0	0.6	1.0	0.7
86	1.4	1.2	0.8	1.0	0.5	1.0	0.5
87	1.4	1.2	0.8	0.9	0.5	1.0	0.5

【0154】この結果より、初期接合強度、及び信頼性試験後の接合強度とも、 0.5kgf/mm^2 以上の良好な接合強度が得られることが分かる。尚、A1含有量の少ない試料83～87では、A1が99重量%の試料78～82に比べると、長時間での信頼性試験後の接合強度レベルは低いものの、 0.5kgf/mm^2 以上の接合強度が確保できることが分かる。

【0155】実施例17

上記実施例11と同様な方法で、SiCを50重量%含む原料粉末を用いてA1-SiC焼結体を製造し、その

後厚さ $2\mu\text{m}$ のA1被覆層を次の方法で形成した。即ち、試料88では有機溶媒中に分散させたA1粉末をスクリーン印刷法により $50\mu\text{m}$ 塗布し、窒素雰囲気下に 600°C で1時間焼結した。試料89では有機溶媒中に分散させたA1粉末に焼結体を浸漬して $50\mu\text{m}$ 塗布し、同様に焼結した。試料90ではA1粉末を不活性ガスを用いた溶射により $50\mu\text{m}$ 塗布し、同様に焼結した。

【0156】その後、各試料について、実施例11と同様の樹脂を用いてJIS K 6850に基づいて樹脂接

(21)

39

合強度を測定し、その結果を下記表22に示した。尚、
Al-SiC焼結体の表面に形成された孔深さは全て6
0 μm、Al被覆層の結晶粒径は全て1.0 μm、及び
Al被覆層上の自然酸化層の厚さは全て500 Åであつ*

*た。

【0157】

【表22】

40

試料	強度	樹脂接合強度 (kgf/mm ²)					
		初期		温度サイクル後強度		PCT後強度	
		強度	100サイクル	1000サイクル	100時間	300時間	100時間
88	1.8	1.2	0.9	0.9	0.6	1.0	0.7
89	1.8	1.2	0.9	0.9	0.6	1.0	0.7
90	1.7	1.2	0.9	0.9	0.6	1.0	0.7

【0158】上記の結果から、上記のいずれの方法によつて形成したAl被覆層をもつ試料であつても、初期接合強度及び信頼性試験後の接合強度とも0.5 kgf/mm²以上であり、良好な接合強度を保持できることが分かる。

【0159】実施例18

本発明のアルミニウム炭化ケイ素(Al-SiC)複合合金からなる半導体基板材料の応用例として、第3～10図に示すICパッケージを説明する。

【0160】図3のICパッケージは、基板1として本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金を用いている。ただし、その製造において成形は所定の形状に行い、焼結により得られた合金の表面を研磨した後、公知の手段によりニッケルメッキを施したものである。この基板1は、金属フィラー入りエポキシ樹脂等の高熱伝導樹脂3によりパッケージ本体2に接合されている。

【0161】このパッケージ本体2は中央にダイアタッチ部6を備え、ここに半導体チップ4が樹脂等の接合材5により接合搭載されている。更に、このダイアタッチ部6に搭載された半導体チップ4と外部回路との電気的接続のために、半導体チップ4のパッドにボンディングワイヤー7の一端が接続され、その他端はパッケージ本体2に形成された配線に接続され、この配線を介してパッケージ本体2に取り付けられた外部回路接続用の金属リードピン8に接続されている。尚、半導体チップ4の搭載後、パッケージ本体2には蓋9が被着される。

【0162】図4のICパッケージは、図3のパッケージと比較して、半導体チップ4が基板1に半田又は樹脂等の接合材5により直接搭載されている点が異なる。この基板1の表面には、公知の方法によりNi/Auメッキが施されている。パッケージ本体2はダイアタッチ部6にあたる底面が開口しており、その開口面を覆うように基板1が樹脂等の接合材5で接合され、基板1に直接搭載された半導体チップ4がダイアタッチ部6に収納されるようになっている。

【0163】このように半導体チップ4を基板1に直接搭載する構造のICパッケージにおいては、半導体チップ4を搭載する側の基板1の形状は特に制限されず、例えば図5に示すように、凸状の段付き形状の基板1とすることもできる。尚、図5において、その他の構成は図

3及び図4の場合と同様である。

【0164】以上の図3～図5におけるパッケージ本体2の材質は、特に制限されるものではなく、例えば現状で一般的に用いられているアルミナ含有率90%前後のアルミナセラミック多層基板や、信号の高速処理に対応したガラスセラミックを含み且つ焼成温度が1000°C前後の低温焼成ガラスセラミック多層基板等のセラミック材からなるもの、安価で汎用性に優れたエポキシ樹脂やポリイミド樹脂からなるプラスチック多層基板等のプラスチック材からなるものであつてよい。特に本発明による半導体基板材料のうち、熱伝導率が180 W/mK以上のものは、熱伝導率が低くそれのみでは放熱性に課題があるプラスチック材のパッケージにおいて非常に優れた放熱効果を発揮できる。

【0165】また、外部回路と接続するための金属リードピン8の代わりに、図6及び図7に示すように、半田ボール10をパッケージ本体2に取り付けた構造のICパッケージがある。これらのICパッケージでは、基板1として、所定の形状のアルミニウム炭化ケイ素複合合金の表面に、公知の手段によりNiメッキ処理を施したものを使用している。この基板1には接着樹脂等の接合材5を介して半導体チップ4が接合される。また、図6及び図7において接合材5が半田の場合には、本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金の表面にAlの被覆層を形成した基板も有効に用いられる。

【0166】図6のICパッケージでは、パッケージ本体2はCu箔回路配線12付きのポリイミドテープ11を有し、その中央部に半導体チップ4がTAB (Tape Automated Bonding) 実装により接合搭載され、更にパッケージ本体2を補強するためのサポートリング13が接合されている。一方、図7のICパッケージでは、外部回路と接続するための半田ボール10付きの配線基板14に、基板1に接合された半導体チップ4がそのパッドに形成された別の半田ボール10を介してFlip Chip実装され、その側面を半導体チップ4を保護するため樹脂15で固めてある。尚、図6及び図7のICパッケージへの半導体チップ4の実装法は上記に限定されず、また基板1についても平板形状に制限されず、図8のようにキャップ形状等であつても良い。

(22)

41

【0167】図9のICパッケージは樹脂モールドタイプであり、リードフレーム16に絶縁フィルム17を介して所定の形状の基板1が接合してある。この基板1は、アルミニウム炭化ケイ素複合合金の表面に、公知の手段によりNi/Auメッキを施したものである。この基板1にAgペースト等の接合材5を介して半導体チップ4が接合され、リードフレーム16と半導体チップ4のパッドとがボンディングワイヤー7で接続されている。そして、接合された半導体チップ4は、トランスマルチモールド法によりボンディングワイヤー7を含めてモールド樹脂18でモールドされている。

【0168】これら図3～図9のICパッケージでは、放熱性向上のため上記アルミニウム炭化ケイ素複合合金の基板1に、一般に表面を陽極酸化処理したAlフィンを接合する場合がある。例えば、図3のタイプのICパッケージを例に説明すると、このICパッケージの基板1に、図10に示すようにシリコーン樹脂20等を介してAlフィン19が接合される。また、前記のように合金表面にAlの被覆層を形成した基板も有効に用いられる。更に、図3～図10に示すようなICパッケージは、複数個の半導体チップを搭載するMCM(Multichip Module)タイプのICパッケージにも当然適用可能である。

【0169】基板1に用いられる本発明のアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料は、半導体チップに用いられるシリコンや一般に使用されているパッケージ本体材料との熱膨張差が小さいため、パッケージ製造工程及びIC実装工程において熱応力に基づく熱歪みが生じ難い。更に、本発明の半導体基板材料は熱伝導性が高く、放熱性に優れているため、寿命が長く信頼性に優れたICパッケージを構成することができる。又、軽量であるため、特に外部回路との接続用に半田ボールを有するパッケージにおいては、半田リフロー後の半田形状の安定性に効果があると推測される。

【0170】実際に本発明の半導体基板材料からなる各種の基板1を備えた図3～図10の各ICパッケージに対して半導体チップ4を搭載し、温度サイクル試験(-60℃～+150℃、100サイクル)を実施したところ、異常動作は全く認められず、熱応力に基づく熱歪みが生じ難いことが確認された。

【0171】

【発明の効果】本発明によれば、簡単な焼結法によって、炭化ケイ素を10～70重量%含有し、100W/mK以上の熱伝導率と 20×10^{-6} /℃以下の熱膨張率を有し、軽量で均一な組成のアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料を提供することができる。

【0172】このアルミニウム炭化ケイ素複合合金からなる半導体基板材料に表面処理を施すことにより、特にアルミニウムの被覆層を設けることにより、樹脂を用い

42

た接合における樹脂との接合強度を改善することができ、温度サイクル試験等の信頼性試験後においても十分な樹脂接合強度を保持できる半導体基板を提供することができる。

【0173】また、この半導体基板材料は各種のICパッケージに使用でき、特にプラスチックパッケージに有効であり、アルミニウムの被覆層等の表面処理を施した半導体基板は樹脂を用いて接合するパッケージに適しており、しかも熱伝導性が高く且つ放熱性に優れているため、寿命が長く信頼性に優れたICパッケージを構成することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に係るアルミニウム炭化ケイ素複合合金の製造工程を示すブロック図である。

【図2】実施例1で得られた試料6のアルミニウム炭化ケイ素複合合金の金属組織を示す光学顕微鏡写真(100倍)である。

【図3】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだICパッケージの一具体例を示す概略断面図である。

【図4】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだICパッケージの他の具体例を示す概略断面図である。

【図5】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだICパッケージの別の具体例を示す概略断面図である。

【図6】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだ半田ボールを有するICパッケージの一具体例を示す概略断面図である。

【図7】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだ半田ボールを有するICパッケージの他の具体例を示す概略断面図である。

【図8】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだ半田ボールを有するICパッケージの別の具体例を示す概略断面図である。

【図9】本発明の半導体基板材料からなる基板を組み込んだモールドタイプのICパッケージの一具体例を示す概略断面図である。

【図10】本発明の半導体基板材料からなる基板にAlフィンを接合したICパッケージの一具体例を示す概略断面図である。

【図11】樹脂接合強度の測定に用いる試験片を示す概略の断面図である。

【符号の説明】

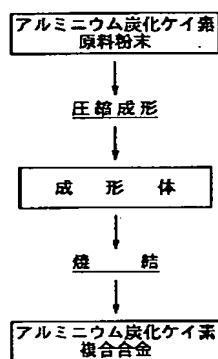
- 1 基板
- 2 パッケージ本体
- 3 高熱伝導樹脂
- 4 半導体チップ
- 5 接合材
- 6 ダイアタッチ部

(23)

43

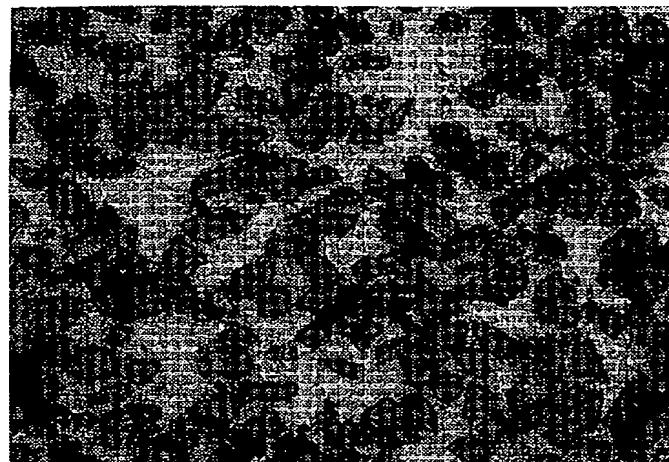
7 ボンディングワイヤー
 8 金属リードピン
 9 蓋
 10 半田ボール
 11 ポリイミドテープ
 12 Cu箔回路配線
 13 サポートリング
 14 配線基板
 15 樹脂

【図1】

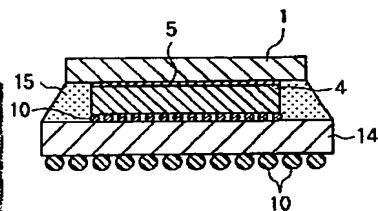


【図2】

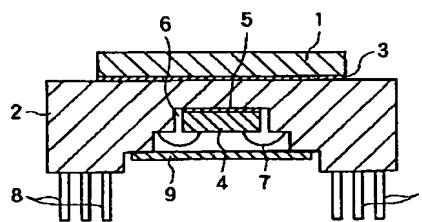
図面代用写真



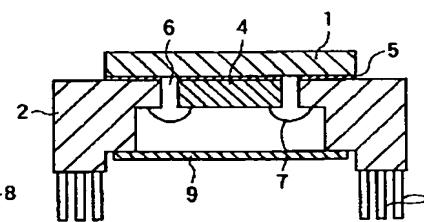
【図7】



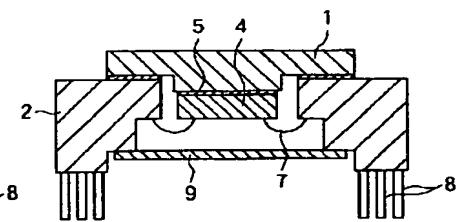
【図3】



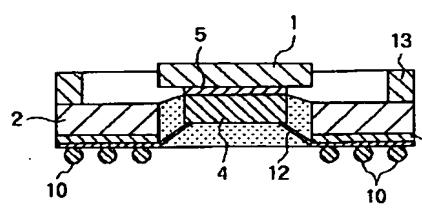
【図4】



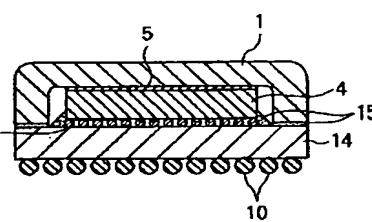
【図5】



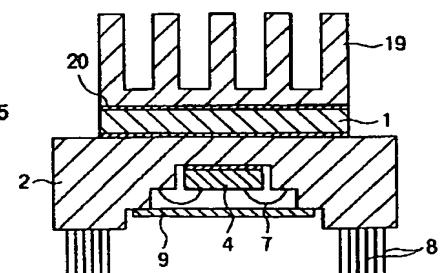
【図6】



【図8】



【図10】

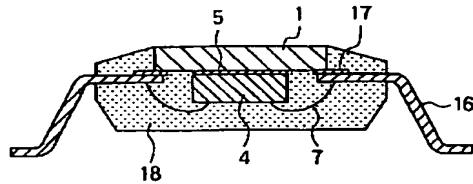


16 リードフレーム
 17 絶縁フィルム
 18 モールド樹脂
 19 Alフィン
 20 シリコーン樹脂
 A 試料基板
 B 樹脂
 C つかみ部

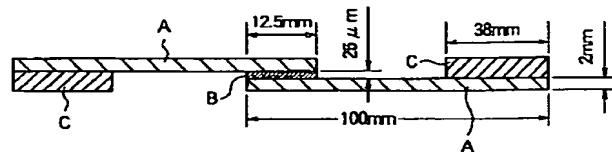
44

(24)

【図9】



【図11】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. 6

C 22 C 21/00
C 25 D 17/16

識別記号

F I

C 25 D 17/16
B 22 F 3/24

A

102Z

(72) 発明者 廣瀬 義幸

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72) 発明者 福井 彰

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72) 発明者 安部 誘岳

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内

(72) 発明者 今村 誠

兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友
電気工業株式会社伊丹製作所内